

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE UNA ALEACIÓN
Co-Cr-Mo-C CON MICROESTRUCTURAS MODIFICADAS POR
TRATAMIENTOS TÉRMICOS**

POR

YANETH BEDOLLA GIL

T E S I S

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

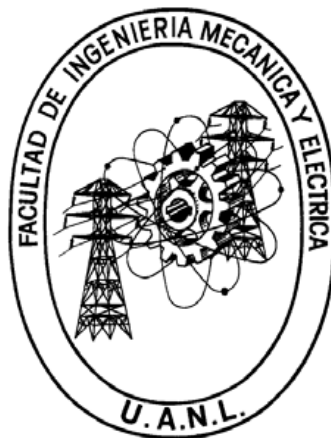
CIUDAD UNIVERSITARIA

JULIO DE 2009

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



**COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE UNA ALEACIÓN
Co-Cr-Mo-C CON MICROESTRUCTURAS MODIFICADAS POR
TRATAMIENTOS TÉRMICOS**

POR

YANETH BEDOLLA GIL

T E S I S

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES

CIUDAD UNIVERSITARIA

JULIO DE 2009

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis “Comportamiento Tribológico de una Aleación Co-Cr-Mo-C con Microestructuras Modificadas por Tratamientos Térmicos” realizada por la Ing. Yaneth Bedolla Gil sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales

El Comité de Tesis

Asesor

Dr. Marco A.L. Hernández Rodríguez

Coasesor

Dr. Alberto Pérez Unzueta

Coasesor

Dr. Eliezer Ramírez Vidaurri

Vo. Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera

San Nicolás de los Garza, N. L., Julio de 2009

DEDICATORIA

Especialmente a mis padres Victor Bedolla y Josefina Gil

A mis hermanos Victor, Alonso y Maricruz

A mis sobrinos Victor, Cristian y Alonso[†]

AGRADECIMIENTOS

A mi familia por todo el apoyo y la confianza que siempre me han brindado.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y la Universidad Autónoma de Nuevo León.

A COMIMSA por su valiosa colaboración al prestar sus instalaciones para gran parte del desarrollo experimental.

A mi asesor, el Dr. Marco Antonio L. Hernández Rodríguez a quien agradezco el apoyo brindado, sus consejos, su confianza, y sobre todo, su gran amistad.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta por su participación en el proyecto, su apoyo, confianza y amistad.

Al Dr. Dr. Eliezer Ramírez Vidaurri y por su valiosa participación en el proyecto.

Al Dr. Felipe Arturo Reyes por sus consejos y su valiosa amistad.

A todos los doctores que me impartieron clases, que me apoyaron e impulsaron para desarrollar este proyecto.

A mis amigos Geo, More, Esme, Oli, Conchis, Niñote, Adriana, Hilario, Edgar, Victor, Javi, Diabb, Melvin, Pepe, Miguel, Mario, Viri y Dimas que además de su amistad colaboraron de una u otra forma para que el proyecto se llevara a cabo.

PRÓLOGO

El ser humano con su admirable capacidad de ingenio, se ha distinguido por la característica de innovación en diferentes áreas del conocimiento a través del tiempo, tal ha sido el caso de la bio-ingiería en donde se han desarrollado una gran cantidad de aplicaciones biomédicas con el objeto de acrecentar la calidad de vida de muchos pacientes. Una de las aplicaciones biomédicas catalogadas como uno de los avances médicos más importantes del siglo XX, fue el éxito del implante total de la cadera. Actualmente los materiales de contacto utilizados para este sistema protésico no cuentan con la suficiente resistencia al desgaste para pacientes activos (jóvenes), las partículas de desgaste acumuladas en los alrededores del implante promueven respuestas inflamatorias de rechazo al implante teniendo que re-intervenir hasta tres veces durante la vida del paciente.

El presente trabajo está enfocado en un estudio tribológico en diferentes microestructuras de la aleación Co-Cr la cual ha sido ampliamente utilizada y aceptada en la manufactura de implantes quirúrgicos articulares. Este trabajo, además de contribuir con la formación de un tecnólogo, sin duda deja huella en las líneas de investigación y desarrollo tecnológico de biomateriales y biotribología para la humanidad dado a que con los resultados de este estudio, se podrán plantear nuevas alternativas de contacto y nuevos estudios biotribológicos en simuladores de cadera a fin de incrementar la durabilidad de implantes quirúrgicos articulares para una creciente y cada vez más longeva población.

MALHR

ÍNDICE

| | |
|---|-----------|
| CAPÍTULO 1 INTRODUCCIÓN | 1 |
| CAPÍTULO 2 ANTECEDENTES | 3 |
| 2.1. Daños y remplazo de cadera | 3 |
| 2.2. Desgaste de prótesis de cadera | 4 |
| 2.3. Tipos de metales utilizados en implantes quirúrgicos | 6 |
| 2.4. Aleaciones base cobalto | 6 |
| 2.4.1. Transformación alotrópica del cobalto | 9 |
| 2.5. Características de la aleación ASTM F 75-01 | 10 |
| 2.6. Aspectos generales de tribología | 11 |
| 2.6.1. Contacto entre superficies | 11 |
| 2.6.2. Contacto elástico | 16 |
| 2.6.3. Mecanismos de desgaste en contacto deslizante | 18 |
| 2.6.4. Biotribología | 19 |
| 2.7. Análisis previos de resistencia al desgaste | 20 |
| 2.8. Mejorar resistencia al desgaste de aleaciones Co-Cr-Mo-C | 23 |
| 2.8.1. Tratamiento térmico de envejecido | 23 |
| 2.8.2. Tratamiento térmico de solución | 25 |
| CAPÍTULO 3 EXPERIMENTACIÓN | 27 |
| 3.1. Plan experimental | 27 |
| 3.2. Fundición por colada de precisión | 28 |
| 3.2.1. Obtención de moldes cerámicos | 29 |
| 3.2.2. Fusión y vaciado | 33 |

| | | |
|--|---|-----------|
| 3.3. | Análisis químico | 34 |
| 3.4. | Maquinado de muestras finales | 35 |
| 3.5. | Preparación de muestras para análisis tribológico | 35 |
| 3.5.1. | Tratamientos térmicos | 36 |
| 3.5.2. | Caracterización | 37 |
| 3.5.3. | Difracción de rayos X | 38 |
| 3.5.4. | Microscopía óptica | 38 |
| 3.5.5. | Medición de durezas | 39 |
| 3.5.6. | Medición de rugosidades | 39 |
| 3.6. | Pruebas de desgaste | 39 |
| 3.6.2. | Microscopía electrónica de barrido | 41 |
| CAPÍTULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN | | 42 |
| 4.1. | Análisis químico | 42 |
| 4.2. | Difracción de rayos X | 43 |
| 4.3. | Análisis microestructural | 44 |
| 4.4. | Durezas | 49 |
| 4.5. | Rugosidades | 50 |
| 4.6. | Pruebas tribológicas | 51 |
| 4.6.1. | Fricción | 51 |
| 4.6.2. | Análisis gravimétrico | 53 |
| 4.6.3. | Microscopía Electrónica de Barrido | 57 |
| CAPÍTULO 5 CONCLUSIONES | | 70 |
| RECOMENDACIONES | | 71 |
| REFERENCIAS | | 72 |
| LISTA DE TABLAS | | 78 |

| | |
|------------------------|----|
| LISTA DE FIGURAS | 79 |
| APÉNDICE A | 83 |
| APÉNDICE B | 85 |
| APÉNDICE C | 86 |
| RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO | 87 |

RESUMEN

Con el fin de mejorar la calidad de vida de las personas que han sufrido alguna afección en la articulación de la cadera, se han diseñado prótesis que sustituyan el hueso dañado. El remplazo total de cadera continua siendo uno de los más seguros y efectivos tratamientos quirúrgicos. Pese a esto, a largo plazo presenta un gradual deterioro resultando en una re-intervención debido a osteólisis generada por partículas de desgaste desprendidas durante la vida útil del reemplazo. Este problema se puede abordar desde una de las ramas de la ingeniería: la tribología, cuyo campo de estudio son los fenómenos que ocurren en superficies en contacto bajo esfuerzos y desplazamientos relativos. Estos fenómenos son de fricción, lubricación y desgaste. Las aleaciones base cobalto son ampliamente utilizadas en prótesis de cadera por su buena combinación propiedades mecánicas, biocompatibilidad y resistencia a la corrosión. El presente trabajo se ha enfocado a estudio de las propiedades tribológicas de una aleación base cobalto por medio de una máquina de desgaste tipo pin on disk. Se realizaron diversos tratamientos térmicos de solución y envejecido para analizar la influencia de cambios microestructurales en la resistencia al desgaste. Las pruebas de desgaste se llevaron a cabo usando solución Ringer como lubricante. Para analizar el efecto de los tratamientos térmicos y las pruebas de desgaste, se realizó una caracterización a las piezas que incluyó microscopía óptica, difracción de rayos X, pruebas gravimétricas y microscopía electrónica de barrido. Los resultados revelaron que la microestructura está relacionada con la resistencia al desgaste, que las piezas con envejecido tienen buena resistencia, que los carburos juegan un papel primordial y que el tamaño de grano no debe ser ignorado.

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

El desarrollo de prótesis para sustituir articulaciones está muy relacionado al conocimiento de la biomecánica de la articulación y a los desarrollos tecnológicos en el campo de biomateriales. El implante de un elemento prostético, determina importantes alteraciones en la distribución normal de esfuerzos en el hueso, con consecuentes cambios estructurales en el mismo. Con el cambio de estructura del hueso se dan cambios en las condiciones mecánicas debidas a la presencia de un extraño elemento rígido; por lo que es crucial tratar de prolongar lo más posible el tiempo de vida de los implantes [1 p. 517].

A principios del siglo XX, el interés de muchos ortopedistas y sus investigaciones estuvo dirigido a desarrollar procesos quirúrgicos capaces de restaurar la función de las articulaciones. Los primeros intentos de artroplastia fueron en cadera sustituyendo solamente la cabeza femoral, el primer remplazo total exitoso fue en 1960 con el desarrollo de John Charnley [1 p. 491].

Los principales problemas que afectan la duración a largo plazo de prótesis de cadera son la pérdida de asepsia y osteólisis; estos son resultado de la reacción del tejido a partículas generadas por el desgaste, principalmente de polietileno [1 p. 517, 2]. Por lo que los problemas de fricción y desgaste son de fundamental importancia en la duración a largo plazo de una prótesis de cadera.

La recuperación de algunos implantes de cadera de contacto metal-metal de Co-Cr-Mo implantados a principios de los años 70's revelaron muy poco desgaste en

las superficies de la articulación comparadas con implantes metal-polietileno. Como resultado, se generó un renovado interés por la optimización de resistencia al desgaste en implantes metal-metal de Co-Cr-Mo [3]. Se ha demostrado que el desgaste en este tipo de contactos es de 40 a 100 veces menor que en los contactos metal-polietileno de ultra alto peso molecular (UHMWPE por sus siglas en ingles) [4].

En base a lo anterior, se entiende la necesidad de mejorar la resistencia al desgaste en implantes de cadera. En el presente trabajo se estudiará el comportamiento tribológico de una aleación base cobalto en una maquina de desgaste tipo pin on disk utilizando pares metal-metal con diferentes microestructuras.

OBJETIVO

Mejorar las propiedades tribológicas de una aleación Co-Cr-Mo-C por medio de tratamientos térmicos de solución y envejecido que propiciaran cambios microestructurales importantes.

HIPÓTESIS

Se mejorará la resistencia al desgaste de aleaciones Co-Cr-Mo-C por medio de tratamientos térmicos de solución que producen cambio morfológico de carburos y de envejecido que generan transformación de estructura cubica centrada en las caras (fcc) a hexagonal compacta (hcp).

CAPÍTULO 2

ANTECEDENTES

2.1. Daños y remplazo de cadera

La articulación de la cadera puede fracturarse por accidentes o degradarse por osteoartritis; en este caso se forman pequeñas protuberancias de hueso en las superficies de la articulación que están en contacto, lo cual causa dolor a medida que la cabeza femoral se desliza sobre el acetábulo [5]. La figura 2.1 muestra estos tipos de daño.

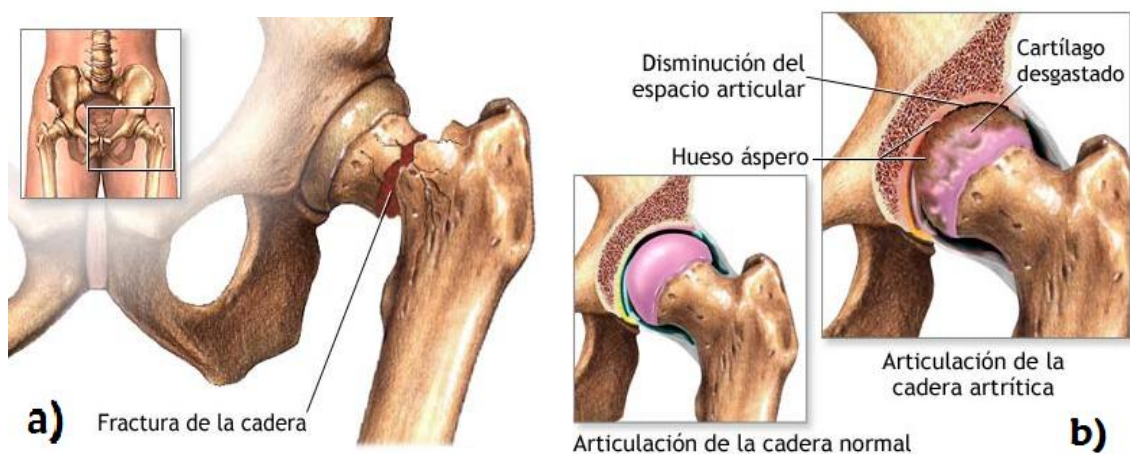


Figura 2.1. Daños en cadera a) Fractura, b) Cadera degradada por osteoartritis [5].

Con el fin de mejorar la calidad de vida de las personas afectadas por este tipo de problemas, se han diseñado prótesis que sustituyan el hueso dañado. Los pares más ampliamente utilizados en el remplazo total de cadera son los metal-polietileno donde la copa acetabular es de UHMWPE y la cabeza femoral de aleación Co-Cr [6], figura 2.2.



Figura 2.2. Reemplazo total de cadera mostrando contacto metal-polietileno [7].

2.2. Desgaste de prótesis de cadera

El reemplazo total de cadera continua siendo uno de los más seguros y efectivos tratamientos quirúrgicos. Pese a esto, el resultado a largo plazo de este procedimiento es la gradual deterioración resultando en un incremento de revisiones debido a perdida de asepsia y osteólisis. Los factores tanto mecánico como biológico desencadenan una serie de eventos que conducen a la distorsión local de la homeostasis del hueso en favor de la resorción. Tejidos fibrosos pobremente organizados pueden llenar las lesiones del hueso; así la osteólisis también puede ser asociada con aflojamiento de la prótesis [8].

Partículas de desgaste

El tiempo de servicio del UHMWPE es limitado y ocurren complicaciones en cerca del 30% de las artroplastias de cadera cuando el polímero se ha usado por más de 11 años. El tamaño de partículas de desgaste de dicho material es de aproximadamente 1 μm de espesor y de 4 a 10 μm de longitud, estas inducen un encapsulamiento de cuerpo extraño que produce una respuesta inflamatoria [9]. Además la falla del UHMWPE puede resultar en una masiva y agresiva inflamación granulomatosa que se genera como consecuencia de un defecto de

los neutrófilos, un tipo de glóbulos blancos con una importante función en la defensa del organismo frente a los agentes extraños que consiste en la fagocitosis de estos para su eliminación. La figura 2.3 muestra la falla causada por pérdida de gran parte de la copa acetabular de UHMWPE debido a desgaste.



Figura 2.3 Copa de UHMWPE envejecido mostrando grietas y delaminación [9].

El desgaste en prótesis de cadera de contacto meta-metal es de aproximadamente $1 \text{ mm}^3/10^6$ ciclos, esto es mucho menor que el más usado polietileno-metal ($10\text{-}100 \text{ mm}^3/10^6$); aun así, hay mucho interés por la toxicidad de las partículas que se producen por desgaste y elevan los niveles de iones metálicos local y sistemáticamente en el cuerpo humano. Las partículas metálicas son generalmente muy pequeñas (aprox. 30 nm) y proveen una gran área superficial que facilita la reacción con el medio y como consecuencia la liberación de iones que pueden ser asociados con inflamación y/o fibrosis que es la formación o desarrollo en exceso de tejido conectivo fibroso como consecuencia de un proceso reparativo o reactivo. Además se han encontrado partículas metálicas dentro macrófagos o tejido conectivo intersticial, el tejido afectado puede aparecer negro, a lo cual se refiere frecuentemente como metalosis [3, 9, 10].

2.3. Tipos de metales utilizados en implantes quirúrgicos

Los materiales metálicos juegan un papel esencial en la reparación o reemplazo de huesos enfermos o dañados ya que son más convenientes que los cerámicos o polímeros para aplicaciones donde hay carga e impacto, pues combinan alta resistencia mecánica y resistencia a la fractura [11, 12]. Las tres mayores familias de aleaciones empleadas son:

- Aleaciones de Cobalto-Cromo-Molibdeno (Co-Cr-Mo)
- Aleaciones Ti-Al-V, Ti-Al-Nb y Ti casi puro
- Aceros inoxidable tipo AISI 316LQ

Las aleaciones de titanio gozan de una excelente biocompatibilidad, pero un alto costo. El acero inoxidable tiene buena tenacidad, aunque su resistencia al desgaste es pobre y es el más limitado en resistencia a la corrosión en ambiente fisiológico. Las aleaciones base cobalto son usadas por su buena combinación propiedades mecánicas, biocompatibilidad y resistencia a la corrosión [1 pp. 289-294, 13].

2.4. Aleaciones base cobalto

Las aleaciones de cobalto biocompatibles pueden ser divididas en dos categorías: aleaciones fundidas y aleaciones conformadas mecánicamente por forja [1 p. 291].

Aleaciones fundidas

Han sido ampliamente utilizadas como biomateriales por ser la única fundición con buenas propiedades mecánicas; aunque es conocido que la resistencia a fatiga de esta aleación depende fuertemente de la calidad metalúrgica de la fundición

que provoca defectos como microcavidades, heterogeneidad y poco control de los carburos presentes.

Las principales ventajas de la aleación son:

- Altas propiedades mecánicas.
- Buena resistencia a la corrosión, especialmente la provocada en condiciones de desgaste.

Las principales desventajas son:

- Alto costo en comparación con el acero inoxidable.
- Baja resistencia a la fatiga, especialmente en presencia de defectos metalúrgicos.
- Imposibilidad de trabado por deformación plástica.
- Dificultad de trabajado por maquinado.

Las tablas 2.1 y 2.2 muestran los requerimientos del estándar ASTM F75-01 en composición química y propiedades mecánicas [14].

Tabla 2.1. Composición química de la aleación ASTM F75-01.

| Elemento | Cr | Mo | C | Si | Mn | Ni | W | Fe |
|----------|-------|-----|--------------|-----------|-----------|-------------|-------------|--------------|
| % peso | 27-30 | 5-7 | 0.35 máx. | 1 máx. | 1 máx. | 0.5 máx. | 0.2 máx. | 0.75 máx. |

Tabla 2.2. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F75-01, valores mínimos.

| Resistencia a cedencia | Resistencia a tensión | Elongación |
|------------------------|-----------------------|------------|
| 450 MPa | 655 MPa | 8 % |

Aleaciones forjadas

El proceso de forja consiste en forzar el material a tomar una forma dada por la acción de golpes de un martillo (impacto dinámico) o presión (compresión progresiva). Así, se logran piezas con propiedades mecánicas mucho mejores que las de piezas obtenidas por fundición [1 p. 282]. En aplicaciones biomédicas son más recientes y se caracterizan por la presencia de níquel.

Este tipo de aleaciones también tiene buena resistencia a la corrosión y poseen excelentes propiedades mecánicas, pero sus principales desventajas son el costo mayor, la compleja y costosa tecnología de producción y la presencia de níquel que produce reacciones alérgicas [1 p. 290].

Las tablas 2.3 y 2.4 muestran los requerimientos del estándar ASTM F1537-00 en cuanto a composición química y propiedades mecánicas [15].

Tabla 2.3. Composición química de la aleación ASTM F1537-00.

| Elemento | bajo C | | alto C | | dispersión fortalecida | |
|-----------|------------|------------|------------|------------|------------------------|------------|
| | UNS R31537 | | UNS R31538 | | UNS R31539 | |
| | <i>mín</i> | <i>máx</i> | <i>mín</i> | <i>máx</i> | <i>mín</i> | <i>máx</i> |
| Cr | 26 | 30 | 26 | 30 | 26 | 30 |
| Mo | 5 | 7 | 5 | 7 | 5 | 7 |
| C | -- | 0.14 | 0.15 | 0.35 | -- | 0.14 |
| La | -- | -- | -- | -- | 0.03 | 0.20 |
| Ni | -- | 1 | -- | 1 | -- | 1 |
| Fe | -- | 0.75 | -- | 0.75 | -- | 0.75 |
| Si | -- | 1 | -- | 1 | -- | 1 |
| Mn | -- | 1 | -- | 1 | -- | 1 |
| N | -- | 0.25 | -- | 0.25 | -- | 0.25 |

Tabla 2.4. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F1537-00, valores mínimos.

| Propiedad | Condición | | |
|-----------------------|-----------|---------------------|------------------|
| | Recocido | Trabajo en caliente | Trabajo en tibio |
| Cedencia (Mpa) | 517 | 700 | 827 |
| Tensión (Mpa) | 897 | 1000 | 1172 |
| % Elongación | 20 | 12 | 12 |
| Dureza HRC | 25 | 28 | 35 |

La norma ASTM F799-02 especifica que la composición química de esta aleación es la misma que la de la ASTM F1537 mostrada en la tabla 2.4, mientras que las propiedades mecánicas serán como se muestran en la tabla 2.5 [16].

Tabla 2.5. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F799-02, valores mínimos.

| Resistencia a cedencia | Resistencia a tensión | Elongación | Dureza |
|------------------------|-----------------------|------------|--------|
| 827 MPa | 1172 MPa | 12 % | 35 HRC |

2.4.1. Transformación alotrópica del cobalto

Otro aspecto importante que influye en las aleaciones base cobalto es su transformación alotrópica. A temperatura ambiente tiene estructura estable hexagonal compacta (hcp), durante el calentamiento se transforma a cúbica centrada en las caras (bcc) a aproximadamente 417 °C. Regresa a hcp durante el enfriamiento a cerca de 350 °C; aunque es común que en el enfriamiento la transformación no sea completa y se mantenga a temperatura ambiente de forma metaestable la fase fcc debido a la similitud de niveles de energía de ambas

fases. Con la influencia de los elementos de aleación este cambio alotrópico se presenta alrededor de 900 °C [17, 18]. Hay algunos elementos que favorecen una u otra estructura cristalina, los más característicos son los siguientes:

- HCP se estabiliza con: Cr, Mo, W y Si.
- FCC se estabiliza con: C, Ni, Fe y Mn.

A pesar de que el contenido de carbono es reducido en comparación con el cromo y molibdeno, su presencia es de gran influencia ya que la estructura fcc se estabiliza completamente a temperatura ambiente [19].

2.5. Características de la aleación ASTM F 75-01

En condición de colada la microestructura de la aleación ASTM F75-01 está compuesta de una matriz dendrítica de estructura cúbica centrada en las caras con dispersión interdendrítica de carburos de tipo $M_{23}C_6$ ($M = \text{Cr, Co, Mo}$) como fase secundaria [20, 21]. Estos carburos son el principal mecanismo de resistencia de la aleación, pero el alto contenido en condición de colada también es causa de baja ductilidad; por lo tanto el tamaño, la distribución, la morfología y la extensión de ésta fase es de gran importancia por su efecto en las propiedades mecánicas [21-26]].

La integridad de la capa de óxido que protege las aleaciones Co-Cr-Mo-C, ha sido fuertemente correlacionada con la estabilidad química y mecánica de los implantes. Pese a esto, se ha establecido que la liberación de iones metálicos en tejidos del cuerpo puede ocurrir por varios mecanismos; incluyendo: a) disolución pasiva uniforme resultando en una lenta difusión de iones metálicos a través de la capa pasiva y; b) rompimiento local de la capa pasivada como consecuencia de varios tipos de corrosión localizada, entre otras [11].

2.6. Aspectos generales de tribología

La tribología se enfoca en la fricción, desgaste y lubricación de superficies en movimiento relativo. El desgaste es la mayor causa de pérdida de material y desempeño mecánico, por lo tanto, mejorar las propiedades tribológicas puede resultar en beneficios considerables [27 p. 2]. En general, los resultados de innumerables experimentos y teorías resumen que la tribología comprende el estudio de:

- Las características de las películas que intervienen en el contacto de cuerpos y mecanismos que interactúan entre superficies deslizantes;
- Las consecuencias de falla en la película o ausencia de ésta lo cual usualmente se manifiesta por fricción severa y desgaste.

2.6.1. Contacto entre superficies

Las superficies de sólidos representan una muy compleja forma geométrica de material, mucho más complicada que un mero plano, hay una gran variedad de defectos y distorsiones presentes en cualquier superficie real. Estas características superficiales ejercen una fuerte influencia en la fricción y el desgaste.

El contacto sobre la mayoría de una superficie sólo se encuentra en condiciones extremas de alta presión [27 p. 461]; la verdadera área de contacto está distribuida entre varias áreas de microcontacto, si se incrementa la carga, se incrementa el número de micro-áreas de contacto según se muestra en el esquema de la figura 2.4.

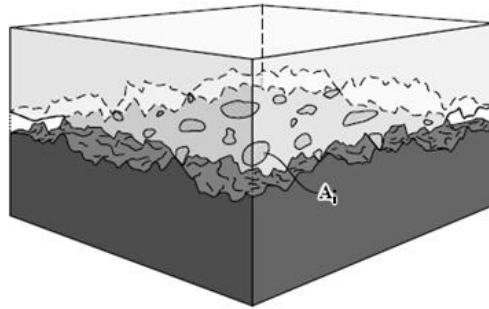


Figura 2.4. Área real de contacto de superficies rugosas en contacto; A_r es el área real de contacto, es decir $A_r = \sum_{i=1}^n A_i$, donde n es el número de asperezas en contacto [27 p. 461].

Así, la irregularidad de las superficies de los sólidos tiene impacto directo en los resultados de muchos tipos de análisis afectando fricción y otras propiedades mecánicas; una forma de cuantificarlo es la rugosidad que es una media del tamaño de esas irregularidades [28 p. 721].

Fricción

La fricción es la resistencia al movimiento tangencial experimentada cuando un cuerpo sólido se desliza sobre otro, figura 2.5. La fuerza de resistencia, que es paralela a la dirección del movimiento es llamada “fuerza de fricción” F . La “fuerza de fricción estática” es el valor de la fuerza tangencial requerido para iniciar el deslizamiento considerando la carga normal W . La fuerza tangencial requerida para continuar el deslizamiento es la “fuerza de fricción cinética (o dinámica)” y generalmente es menor que la fricción estática [29 p. 72].

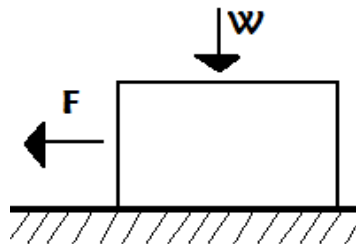


Figura 2.5. Fuerza de fricción F necesaria para provocar deslizamiento.

La fuerza de fricción F es proporcional a la carga normal W , así se tiene que

$$F = \mu W \quad (1)$$

Donde μ es una constante conocida como “coeficiente de fricción”; dicha constante es diferente para cada situación, es decir que es única para cada par de materiales deslizándose bajo ciertas condiciones [29 p. 73]. De acuerdo con la teoría mecánica de fricción, los valores de μ varían de 0.1 a 1 dependiendo de las condiciones del sistema [30 p. 23].

Observaciones hechas desde tiempos de Leonardo da Vinci en sistemas definidos con un valor de coeficiente de fricción dado, han llevado la formulación de 3 leyes empíricas, aunque la tercera es atribuida a Coulomb. Estas leyes pueden ser descritas de la siguiente forma [30 p. 23]:

1. La fuerza de fricción es proporcional a la carga normal.
2. La fuerza de fricción es independiente al área de contacto aparente.
3. La fuerza de fricción es independiente de la velocidad de deslizamiento.

Lubricación

La lubricación se presenta cuando se interpone entre superficies en contacto una capa de gas, líquido o sólido que generalmente es de 1 a 100 μm de espesor; esta sirve para mejorar la fluidez de movimiento de una superficie sobre otra y prevenir daño reduciendo la fricción.

La lubricación hidrodinámica se presenta cuando las superficies en contacto están separadas por una capa de lubricante fluido y la carga normal es soportada por la presión dentro de esta capa que es generada hidrodinámicamente por fuerzas

viscosas que resultan del movimiento relativo entre las superficies. Para que exista este tipo de lubricación, las superficies opuestas deben ajustarse entre sí dejando sólo un pequeño huelgo que será llenado con el lubricante [30 p. 62]. Otra forma de lubricar un sistema es por medio de la “lubricación elastohidrodinámica” que se produce cuando se generan esfuerzos elásticos entre las superficies debido a que la película no es lo suficientemente gruesa para separar completamente las superficies en contacto. La lubricación con sólidos es llamada “lubricación sólida”. Otros tipos de lubricación involucran interacciones entre el contacto de cuerpos y el líquido lubricante, ésta es la “lubricación límite” que se forma por una delgada capa de lubricante a nivel atómico entre las superficies [27 p. 3].

Desgaste

El desgaste resulta de contacto directo entre las asperezas individuales en las interfaces deslizantes, puede ser provocado por fallas en la película lubricante que resultan en detrimento del movimiento relativo entre los cuerpos sólidos e inevitablemente causa daño a las superficies en contacto. El desgaste en esas circunstancias es el resultado de adhesión entre los cuerpos en contacto y es llamado “desgaste adhesivo”. Cuando las películas que intervienen son parcialmente efectivas entonces ocurre una forma más leve de desgaste, es frecuentemente iniciada por procesos de fatiga debido a esfuerzos repetitivos bajo condiciones de deslizamiento y es denominado “desgaste por fatiga” o delaminación. Por otro lado, si el material de la película lubricante consiste en partículas duras o solamente flujo contra un cuerpo sin proveer soporte en el contacto con otro cuerpo, entonces ocurre desgaste que puede ser muy rápido y es llamado “desgaste abrasivo”. Otras dos formas asociadas a este tipo de desgaste son “desgaste erosivo” (debido al impacto de partículas) y “desgaste por cavitación” el cual es causado por un rápido fluido de líquidos. En algunas situaciones prácticas el material de la película es formado por ataque químico de

cualquiera de los cuerpos en contacto; este es el “desgaste corrosivo” y cuando el oxígeno de la atmósfera es el agente corrosivo, se dice que ocurre “desgaste por oxidación”. Cuando la amplitud de movimiento entre cuerpos en contacto está restringida, por ejemplo, a unos pocos micrómetros, el material de la película queda atrapado dentro del contacto y eventualmente puede llegar a ser destructivo. Bajo esas condiciones puede resultar “desgaste por fretting”. Hay muchas otras formas de desgaste, casi cualquier interacción entre cuerpos sólidos causará desgaste [27 p. 5].

Archard postuló que el volumen total desgastado es proporcional al área real de contacto y la distancia deslizada; introdujo entonces el coeficiente “K”, también conocido como “coeficiente de Archard”, que es la proporcionalidad entre el área real de contacto, distancia deslizada y el volumen desgastado, su valor no excede la unidad. Así se tiene la ecuación de Archard para medir el desgaste [27 p. 477]:

$$V = K A_r l = K l \frac{W}{H} \quad (2)$$

Donde:

V es el volumen desgastado (m³)

K es el coeficiente de desgaste o constante de proporcionalidad

A_r es el área de contacto (m²)

l es la distancia deslizada (m)

W es la carga normal entre las superficies (N)

H es la dureza de la superficie más suave (Pa)

La razón de desgaste es reportada en la literatura de diferentes maneras. Normalmente se presenta el desgaste como cambio de masa (mg), o como

volumen desgastado (m^3). Para obtener el volumen desgastado a partir del cambio de masa, se utiliza la densidad del material:

$$V = \frac{M_{\text{perd}}}{\rho} \quad (3)$$

Donde:

M_{perd} es la masa perdida

ρ es la densidad

2.6.2. Contacto elástico

Considerando superficies de un material elástico y una esfera presionada contra una superficie plana bajo una carga normal W , el contacto ocurrirá en un área circular de radio a , figura 2.6.

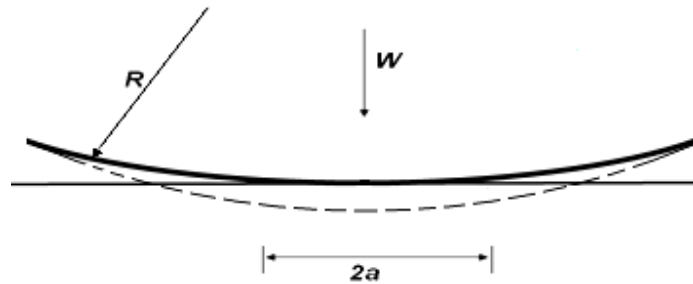


Figura 2.6. Deformación elástica de una esfera de radio R presionada contra la superficie plana bajo una carga normal W . El radio del área de contacto es a [30 p. 15].

Dicho radio de contacto se expresa por la siguiente ecuación de Hertz:

$$a = \left(\frac{3WR}{4E^*} \right)^{1/3} \quad (4)$$

donde R es el radio de la esfera y E^* es un modulo elástico que depende de los módulos de Young y la razón Poisson de las superficies en contacto de la siguiente forma:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{(1-\nu_1^2)}{E_1} + \frac{(1-\nu_2^2)}{E_2} \quad (5)$$

Así, el área de contacto entre una esfera y un plano, πa^2 , está dada por:

$$\pi a^2 \approx 0.83\pi \left(\frac{WR}{E^*} \right)^{2/3} \quad (6)$$

Pero debe tenerse en cuenta que la presión no es uniforme sobre el área circular de contacto, tiene un valor máximo en el centro que va disminuyendo a cero hacia las orillas. La distribución de la presión normal se muestra en la figura 2.7, el máximo valor en el centro del círculo de contacto es 3/2 la presión media [30 pp. 14-16].

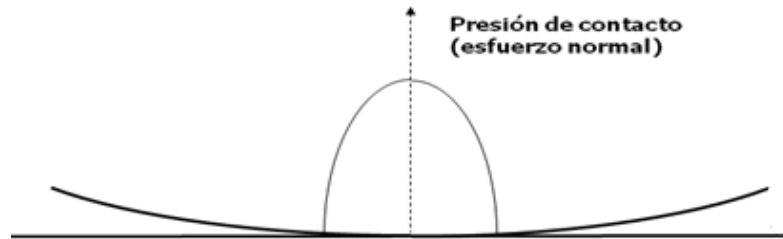


Figura 2.7. La distribución de la presión normal bajo una esfera cargada elásticamente contra una superficie plana [30 p. 15].

Entonces, la presión en el centro se define por la siguiente ecuación:

$$p_0 = \frac{3}{2} p_m = \frac{3W}{2\pi a^2} = \left(\frac{6WE^{*2}}{\pi^3 R^2} \right)^{1/3} \quad (7)$$

donde P_0 es la presión máxima en el centro y P_m la presión de contacto media.

2.6.3. Mecanismos de desgaste en contacto deslizante

El daño superficial generado por contacto deslizante está relacionado a la adhesión de las superficies en contacto. La adhesión es la mayor contribución en resistencia al deslizamiento (fricción) y causa daño en el material ya sea con o sin pérdida de material en la superficie.

Los tipos de daño superficial causado por deslizamiento incluyen desconchamiento (galling), fretting y desgaste adhesivo. El desconchamiento se presenta cuando el deslizamiento es a baja velocidad pero con una gran carga, fretting cuando hay movimiento oscilatorio pero de amplitud relativamente corta y adhesivo se presenta cuando no hay sustancias abrasivas, si la amplitud es mayor que para fretting y si la velocidad de pérdida de material no está gobernada por oxidación, involucra transferencia de material de una superficie a otra por adhesión [31 p. 751].

El fretting es usualmente el resultado de un movimiento de vibración externa, pero también ocurre por tensiones de contacto cíclico (fatiga) entre las partes emparejadas. Este hecho incrementa otro aspecto del fretting usualmente más dañino, es decir la temprana iniciación de grietas por fatiga. Este fenómeno es llamado “fatiga por fretting” o “fatiga por contacto”. Las grietas de fatiga también inician donde las superficies de contacto están bajo altas cargas normales o donde hay un esfuerzo de tensión estático en una de las superficies [31 p. 783].

Se han propuesto muchos mecanismos para describir la separación de fragmentos de material; uno muy aceptado sugiere que el corte por deformación plástica de capas sucesivas basado en un campo de líneas de deslizamiento (planos AC) ocurre en conjunto con la propagación de las grietas de corte (AD), a lo largo lo cual separa el fragmento, figura 2.8. Este proceso resulta en la separación de

fragmentos delgados transferidos de una superficie a otra debido a adhesión. Los fragmentos transferidos aumentan conforme aumenta el deslizamiento por uno u otro mecanismo.

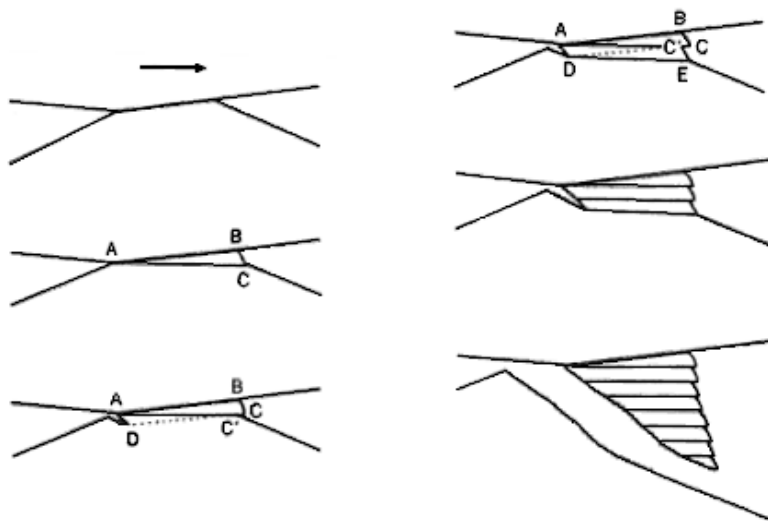


Figura 2.8. Ilustración de una forma de separación de un fragmento de material por deformación plástica de la punta de una aspereza [30 p. 99].

2.6.4. Biotribología

La aplicación de la teoría y práctica tribológica ha tenido significantes avances en el área de biomateriales y con esto se han disminuido padecimientos humanos en una medida importante. También ha ayudado a remplazar una gran cantidad de pruebas en seres humanos y evitar errores de experimentación ahorrando recursos en investigaciones médicas. En un inicio los remplazos de cadera de Charnley tenían una esperanza de vida funcional de 3 años, en la actualidad es normal un tiempo de vida en desgaste de 25 años [32 p. 145].

Hoy que la buena resistencia al desgaste de algunos implantes metal-metal está relacionada con la capa de lubricación parcial o total de naturaleza micro-elastohidrodinámica o límite generada por líquido sinovial durante el ciclo de

articulación [33, 34]. En una articulación natural, el líquido sinovial es un fluido viscoso y durante el movimiento de las articulaciones se extrae mecánicamente del cartílago a fin de mantener una capa de aproximadamente 50 μm de líquido sobre la superficie y disminuir la fricción entre las superficies articulares. Este lubricante natural contiene proteínas, células y es rico en ácido hialurónico [35].

2.7. Análisis previos de resistencia al desgaste

A fin de mejorar la resistencia al desgaste de los replazos articulares, investigadores han evaluado diversas combinaciones de materiales en maquinas que buscan simular el daño que sufren las prótesis implantadas. Algunos resultados obtenidos se muestran a continuación.

Elfick y colaboradores [6] en el año 2000, probaron en un simulador de cadera copas de UHMWPE contra cabezas femorales de zirconia y Co-Cr-Mo y sugieren que el material del que este hecho la cabeza femoral no influye en el desgaste del polietileno ya que encontraron que en todos los casos se desgasta prácticamente igual y con gran similitud al mostrado en prótesis implantadas.

Mientras que en estudios realizados por Firkins y colaboradores [36] en 2001 a pares de tipo cerámico-metal (COM) y metal-metal (MOM, de forja, con alto carbono la copa y bajo carbono la esfera), se han encontrado valores de desgaste mucho más bajos para COM (menos de $0.01 \text{ mm}^3/10^6$ ciclos) después de ser evaluados bajo las mismas condiciones. Esto era de esperarse si se considera la alta dureza de los cerámicos y la ecuación de Archard (6) donde se manifiesta que el desgaste es proporcionalmente inverso a la dureza del material. El autor propone que un factor que pudo haber influido es la gran diferencia de durezas que existe entre ambos materiales y la reducción en desgaste adhesivo al ser materiales diferentes.

Pero, es bien conocido que los materiales cerámicos son susceptibles a falla por fractura debido a su naturaleza frágil, y este riesgo se incrementa cuando los implantes manufacturados en estos materiales no son alineados correctamente durante la operación [12, 37]. Mientras que una ventaja más de los contactos metal-metal es que permiten tener copas acetabulares mas delgadas y diámetros mayores en las cabezas femorales, que potencialmente tiene la ventaja de reducir dislocaciones sin el riesgo de fractura asociado a los implantes cerámicos [33].

Así, se han buscado alternativas en cambio microestructural provocado por diversos tratamientos térmicos. En investigaciones hechas en base al cambio de fase alotrópico de las aleaciones de cobalto, Saldivar y colaboradores[38] en 2004 encontraron en pruebas de pin-on-disc que los menores volúmenes de desgaste se daban en pares HCP-HCP, valor intermedios en FCC-HCP y las mayores pérdidas de masa se encontraron en pares FCC-FCC. Por otro lado, Chiba y colaboradores [39] que en el 2006 analizaron la resistencia al desgaste de aleaciones de colada y forja con 0.26 y 0.067% de carbono respectivamente en pin on disk han encontrado que la fase HCP también se forma durante estas pruebas de desgaste en lo que es una transformación martensítica inducida por tensiones; dicho efecto es más notorio en la aleación de forja. Esto también fue encontrado en otro estudio del mismo autor [40], en donde después de extruir un alambre de Co-Cr-Mo se encontró casi un 100% de HCP, cabe mencionar que dicha aleación no tenía adiciones de carbono.

Mientras, en tratamientos de solución, Hernández [41], que en 2004 utilizó un simulador de cadera para evaluar la resistencia al desgaste de este tipo de aleaciones encontró que en las muestras con tratamientos de solución y menor porcentaje de carburos hubo un mayor desgaste. Esto es similar a lo encontrado por Duncan y colaboradores [33, 34], donde se utilizaron aleaciones de forja y de fundición (ASTM F 1537 y ASTM F 75 respectivamente) con alto y bajo carbono; se encontró que tanto en condición de forja como de fundición las

aleaciones con bajo contenido de carbono mostraron un mayor desgaste, mientras que las aleaciones con alto carbono no mostraron significativa diferencia en desgaste entre forja y fundición. El autor indica que sus resultados cuentan con un nivel de 95% de confiabilidad y recomienda utilizar aleaciones con alto contenido de carbono para mejorar la resistencia al desgaste y diámetros en cabeza femoral tan grandes como sea posible para asegurar un régimen de lubricación mixto. Por otro lado, un estudio médico encontró que las reacciones de tejido son similares con respecto al desgaste en aleaciones con alto y bajo carbono [2].

Ya que se ha encontrado que un alto contenido de carbono reduce el desgaste, Varano y colaboradores [3] han considerado probable que la clave para reducir el desgaste en aleaciones Co-Cr-Mo es simplemente la cantidad de carbono disuelto. Ellos encontraron en el año 2005 que las muestras con carburos más grandes en ASMT F75 fueron las más dañadas y los carburos fueron arrancados. Así, estos autores proponen que los carburos, podrían no ser efectivos protegiendo contra el desgaste abrasivo en aplicaciones donde hay formación de una capa de óxido del mismo material, como estas. La figura 2.9 muestra el desgaste con respecto al carbono disuelto encontrado en dicha investigación. Estos resultados son similares a los obtenidos por Chiba [39], este investigador sugiere que los carburos pueden funcionar como abrasivos provocando mayor daño al material.

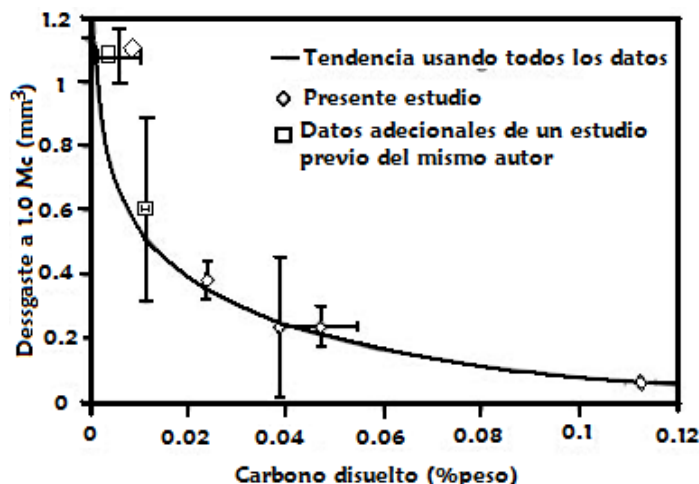


Figura 2.9. Desgaste a 1 millón de ciclos (Mc) vs carbono en solución sólida en pruebas pin on plate [3].

2.8. Mejorar resistencia al desgaste de aleaciones Co-Cr-Mo-C

Para mejorar la resistencia al desgaste en aleaciones base cobalto, en el presente estudio se han propuesto tratamientos térmicos de envejecido y solución. A continuación se explican los fundamentos.

2.8.1. Tratamiento térmico de envejecido

De acuerdo con la literatura, la resistencia al desgaste de una sola fase en cobalto es mejorada significativamente cuando la estructura cristalina es completamente hexagonal ya que se presentan bajos coeficientes de fricción y por ende se reduce la tasa de desgaste comparada con Co-FCC, esto en parte se debe a que la estructura hexagonal tiene número limitado de sistemas de deslizamiento [42, 23]. En aleaciones Co-Cr-Mo-C, se espera que la fase termodinámicamente estable a temperatura ambiente sea la HCP, pero es la FCC la estructura de matriz típica; aparentemente la transformación $FCC \rightarrow HCP$ bajo condiciones de enfriamiento normal es más lenta o inhibida [38, 43, 44].

Resultados obtenidos por Montero y colaboradores [18] muestran que la fase metaestable FCC producida por temple en agua a 1150°C puede transformarse completamente a HCP durante envejecido isotérmico a 800°C en aleaciones con bajo contenido de carbono (0.05%). Esto es similar a los resultados obtenidos por Saldívar [45] donde expuso que tratamientos de envejecido por debajo de la temperatura de cambio alotrópico tiene como resultado la transformación a HCP.

Lo anterior también coincide con López [43] que estudió una aleación con 0.25% de carbono y asegura que la transformación puede ser inducida por medio de deformación plástica o templado de una temperatura cercana a la de transformación alotrópica de esta aleación, sin embargo frecuentemente queda incompleta debido a la muy baja energía de fallas de apilamiento del Co y sus aleaciones, mientras más baja sea la energía mínima, mayor será la densidad de fallas y maclas. Las figuras 2.10 y 2.11 muestran una medida de la transformación de fase con respecto al tiempo y temperatura encontrada por este autor.

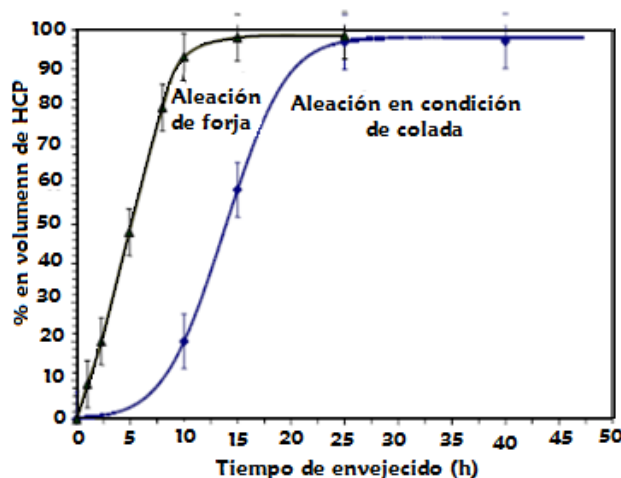


Figura 2.10. Curvas de tiempo-transformación isotérmicas para formación de hcp a 800°C en aleaciones base cobalto en condición de colada y forja. Las muestras fueron previamente homogenizadas por una hora a 1150°C [43].

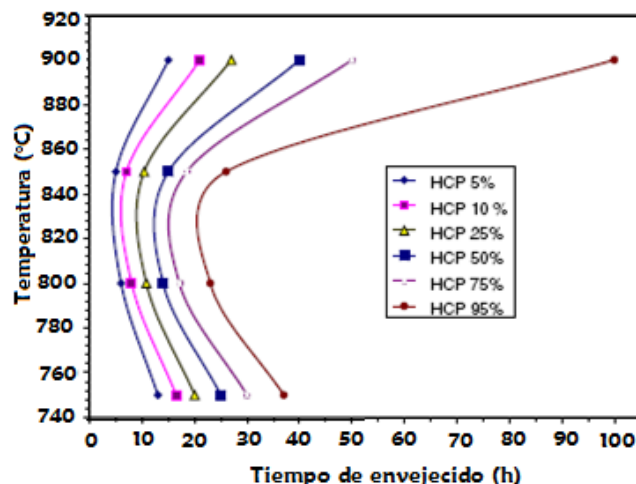


Figura 2.11. Diagrama TTT (tiempo, temperatura, transformación) para la transformación martensítica isotérmica en la aleación Co-Cr-Mo-C en condición de colada [43].

2.8.2. Tratamiento térmico de solución

Como fue mencionado anteriormente, los carburos son el principal mecanismo de resistencia de la aleación pero un gran contenido de esta fase puede llevar a bajas propiedades mecánicas, sobre todo en ductilidad. Esto ha llevado a buscar disolver parcial o totalmente dicha fase por medio de tratamientos de solución.

Investigaciones hechas en tratamientos térmicos de solución por Clemow y Daniell [20] mostraron que a 1210 °C tanto el contenido de carburos como el tamaño tuvieron una rápida tasa de disminución durante las primeras 2 horas de tratamiento que fue seguido por un periodo de reducción en la velocidad de disolución de estos, figura 2.12.

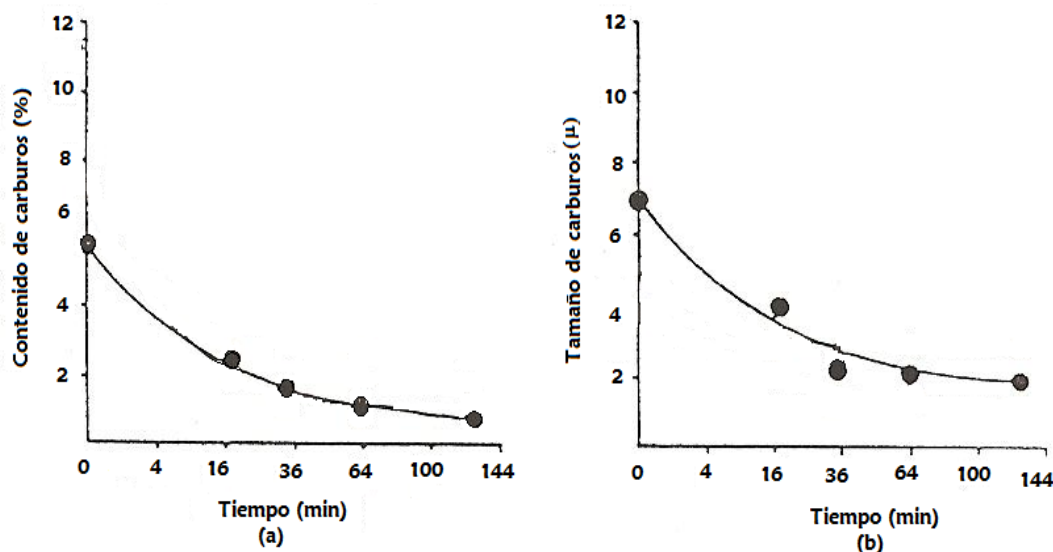


Figura 2.12. Variación en (a) contenido de carburos y (b) tamaño de carburos con el tiempo de tratamiento de solución (en min) a 1200 °C [20].

Lo anterior también fue hallado en otras investigaciones [42, 41, 46], donde además se encontró que un cambio morfológico en los carburos de tipo laminar, y de bloque de condición de colada a globular por medio de tratamientos térmicos mejora de manera significativa las propiedades mecánicas de la aleación. Tales tratamientos son de solución por cortos periodos de tiempo (aprox. 1 hr.), en donde la disolución de los carburos es parcial, permitiendo de esta forma mantener una buena cantidad de esta fase y con ello la resistencia que le proporciona al material y por otro lado reducir la concentración de esfuerzos que provoca una fase dura con una morfología irregular dentro de fase una más blanda (matriz base Co FCC).

CAPÍTULO 3

EXPERIMENTACIÓN

Existen literalmente cientos de maquinas para medir adhesión, fricción y desgaste; algunas de ellas comercialmente manufacturadas pero la mayoría han sido diseñadas para propósitos específicos. En el presente trabajo de investigación se utilizó una máquina de desgaste tipo pin-on-disk con solución Ringer como lubricante para estudiar la resistencia al desgaste de una aleación base cobalto con diferentes condiciones de tratamientos térmicos.

3.1. Plan experimental

La figura 3.1 presenta de forma esquemática los pasos que se siguieron durante el desarrollo de la investigación.

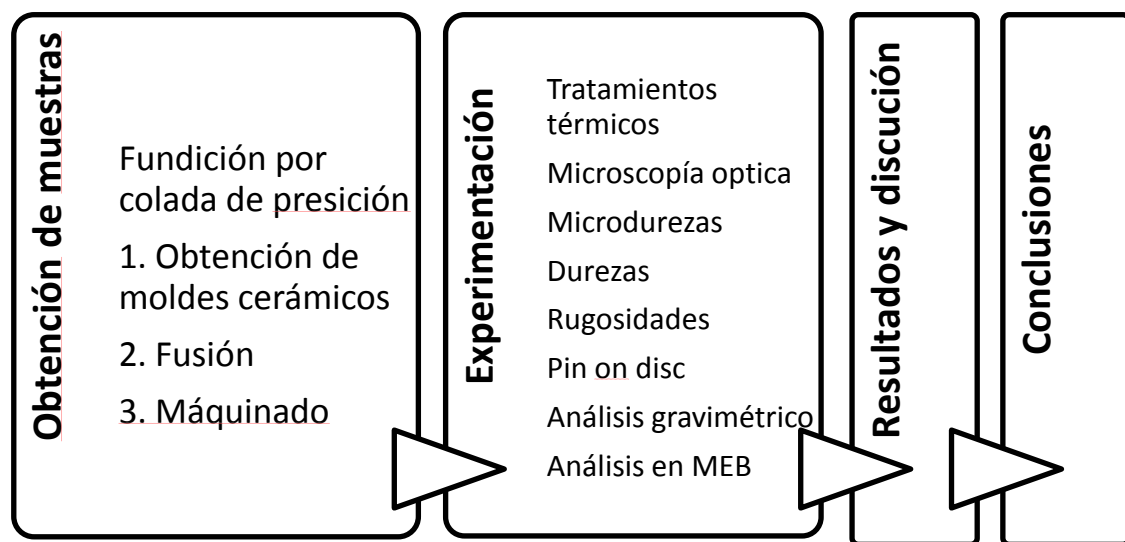


Figura 3.1. Desarrollo experimental.

Diseño de experimentación

En la tabla 3.1 se muestran las condiciones de tratamiento térmico en que se evaluó la resistencia al desgaste. En cada prueba se utilizó un pin y un disco con la misma condición; se realizaron dos repeticiones para cada condición.

Tabla 3.1. Pares evaluados en resistencia al desgaste.

| Condición pin y disco | Pares |
|-----------------------|---------|
| Condición de colada | 1A y 1B |
| Solución 1 hr | 2A y 2B |
| Solución 6 hrs | 3A y 3B |
| Envejecido 15 hrs | 4A y 4B |
| Envejecido 8 hrs | 5A y 5B |

3.2. Fundición por colada de precisión

El material analizado en el presente estudio se obtuvo a través de fundición por colada de precisión; de esta forma se produjeron piezas con la forma geométrica apropiada para ser evaluadas en el simulador de cadera FIME II [47] en posteriores investigaciones. En el apéndice A se pueden ver las dimensiones de dichas piezas. La figura 3.2 muestra la forma de las piezas fundidas y el excedente con que se fabricaron para de allí obtener el material a utilizar en el maquinado de las piezas concernientes a este estudio, el inciso a) muestra esferas que en el simulador de cadera fungen como cabeza femoral y en el inciso b) se observa la forma de la pieza que haría de copa acetabular.

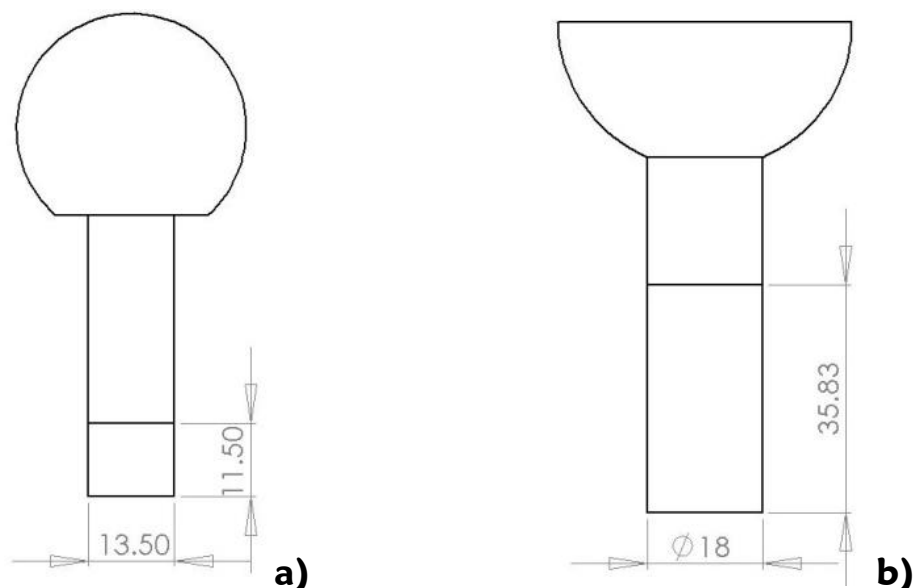


Figura 3.2. Diseño de piezas para pruebas tribológicas en el simulador de cadera FIME II (mm). En la parte inferior se muestra el excedente para pruebas pin on disk. a) Esferas y b) copas.

3.2.1. Obtención de moldes cerámicos

A continuación se describe el proceso de obtención de moldes cerámicos a través del método de cera perdida.

Diseño de moldes para inyección de cera

La fabricación de muestras comenzó con la obtención de patrones por inyección de cera en moldes de aluminio. Para el diseño de los moldes se consideraron las contracciones al solidificar tanto de la cera como del metal que resultó ser un 2.95% de las dimensiones finales de las piezas. En la figura 3.3 se observan los moldes fabricados en aluminio para copas y esferas.

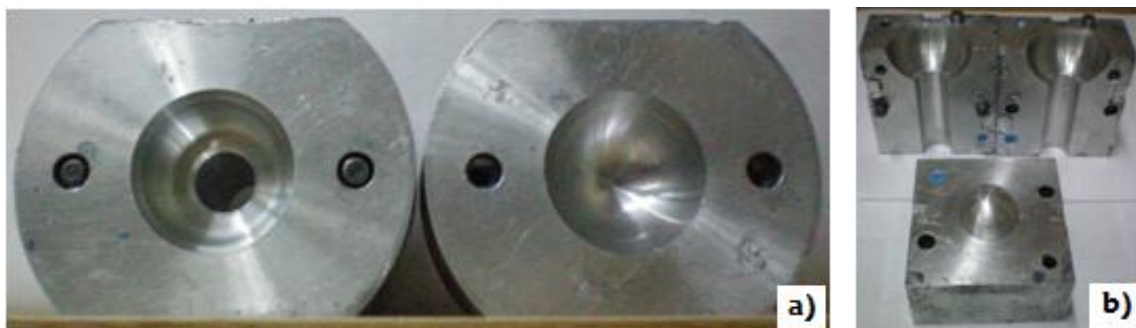


Figura 3.3. Moldes de aluminio para inyección de cera, a) semiesferas y, b) copas.

Obtención de muestras en cera

En la figura 3.4 se puede ver la máquina MPI 250 de inyección utilizada, funde la cera a 65 °C y la inyecta con una presión de 3.4 MPa.

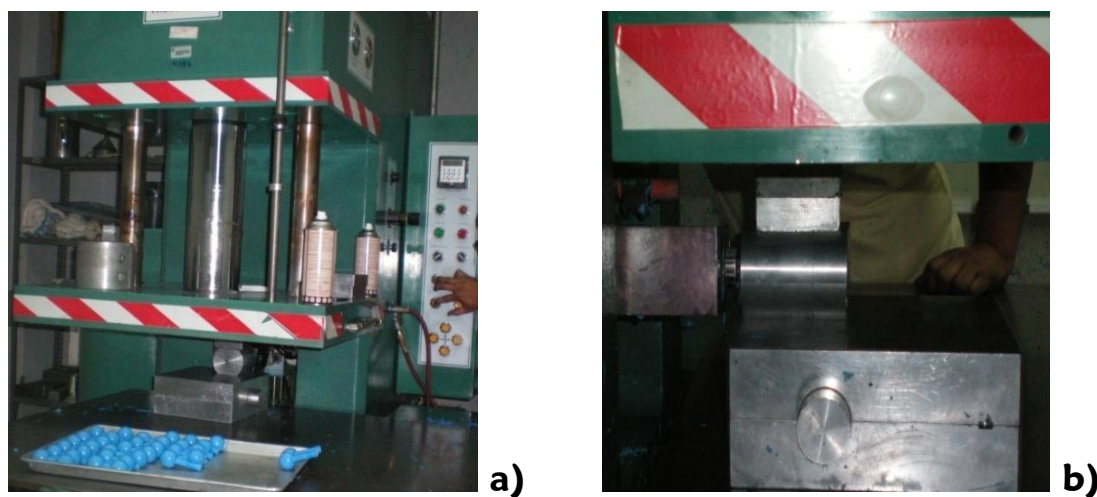


Figura 3.4. a) Máquina de inyección y, b) inyección de cera al molde.

La cera se funde en un recipiente calentador de la máquina. Por medio de presión se ajustó el molde a la boquilla de inyección con previa aplicación de desmoldeante, después de la inyección se dejó un minuto de enfriamiento y se procedió al desmoldeo con las precauciones debidas para no deformar los patrones en cera.

Diseño de colada y ensamble de árbol

El diseño de colada es la configuración geométrica de los patrones ensamblados a los alimentadores y juega un papel importante en el proceso de fundición a la cera perdida ya que un buen diseño de colada puede evitar rechupes, porosidad por gases atrapados, puntos fríos, choques de frentes de solidificación entre otros defectos. Además, el diseño debe ser eficiente y factible para su posterior manejo.

En la figura 3.5 se observa la configuración de arboles de colada que se utilizó. El arreglo comúnmente llamado árbol de colada, se realizó con 4 patrones de cera; se puede ver también como en los arboles de esferas se colocaron “espaguetis” en todas las piezas en la parte que une el vástago con la esfera de tal forma que estos funcionaran como venteos ya que debido al ángulo que se forman, esta zona es propensa a rechupes. Para el armado de estos árboles se utilizaron como alimentadores piezas rectangulares de cera.



Figura 3.5. Diseño de arboles de colada.

Previo al recubrimiento cerámico, se limpiaron a los árboles de colada con alcohol etílico para eliminar impurezas y favorecer la adhesión del recubrimiento.

Recubrimiento cerámico de los arboles de cera

El recubrimiento cerámico forma el molde que soportará la presión metalostática al vaciar la aleación. Se produce con cerámicos refractarios en estado coloidal.

Este proceso consistió en 5 capas de recubrimiento cerámico, equivalente a aproximadamente 6 mm de espesor. Cada capa se desarrolló en dos pasos, el primero es la inmersión del árbol en sílica coloidal (lodo) como se puede ver en la figura 3.6; este lodo fungirá como aglutinante proveyendo una superficie en la cual se adhiera la arena que se aplicará en el segundo paso.



Figura 3.6. Inmersión del árbol de colada en sílica coloidal.

En la primera capa se utilizó una mezcla de 70% de zirconia malla -350 y 30% de arena sílica malla 325, de la segunda capa en adelante la mezcla de zirconia y arena fue de malla 80+100 y en las mismas proporciones. El tiempo de secado fue de aproximadamente 2 horas entre capas y al final las piezas se sumergieron en el lodo creando así un sello para evitar el desprendimiento de la arena. Todo el tiempo se mantuvo el lugar donde se aplicaron los recubrimientos con una humedad relativa de 50 a 60% y temperatura de 20 a 25°C.

Extracción de cera y sinterización de moldes

La extracción de cera se logró mediante su fusión utilizando un autoclave conectado a una caldera que suministró vapor de agua con el propósito de acelerar la extracción y disminuir la posibilidad de rupturas en las paredes cerámicas del molde. El autoclave se precalentó con presión de vapor durante 5 minutos, se extrajo el vapor y se introdujeron los árboles cerámicos con la boca

de alimentación hacia abajo para la salida de la cera líquida por acción de la gravedad, se alimentó el autoclave con vapor de agua a presión de 4 Kg/cm², se dejaron 15 a 20 minutos y finalmente se despresurizó la autoclave para proceder a extraer los árboles cerámicos.

Después de lo anterior se procedió a la sinterización que se llevó a cabo en un horno de gas a 950 °C durante tres horas.

3.2.2. Fusión y vaciado

Para la fusión y vaciado se utilizó un horno de inducción de 175KW de potencia, crisol de alta alúmina con una capacidad para fundir 60 Kg de aleación base cobalto. Para proteger el metal líquido de la atmosfera se utilizó colcha cerámica como tapa y argón de ultra alta pureza (99.99%) inyectado mediante un tubo de cobre. En la figura 3.7 se puede ver el horno con la carga de material a fundir y la forma en que se previno la oxidación.

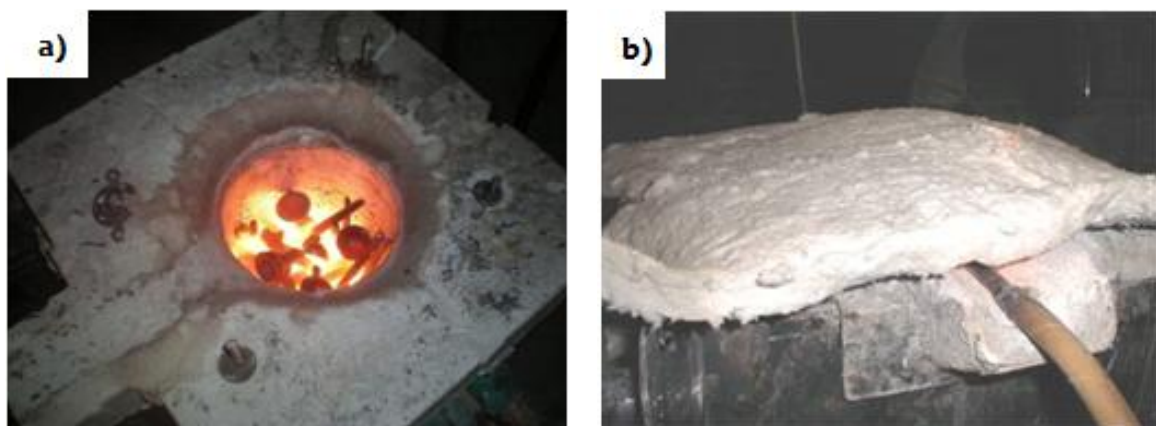


Figura 3.7. Horno de inducción, a) inicio de fusión y, b) inyección de argón.

Las temperaturas óptimas de fusión y vaciado para este tipo de aleación están en un rango de 1460°C-1480°C y moldes precalentados a 900°C. Con estos parámetros se evitaron defectos comúnmente conocidos como hot tearing y

segregaciones de cromo que se presentan en temperaturas cercanas a los 1550°C. La figura 3.8 muestra el precalentamiento de los moldes cerámicos.



Figura 3.8. Precalentamiento de moldes cerámicos.

Después de la solidificación fueron removidos los moldes cerámicos por medio de golpeteo con martillos como se ve en la figura 3.9. Posteriormente se cortaron las muestras y se limpiaron.



Figura 3.9. Extracción de piezas de moles cerámicos.

3.3. Análisis químico

El análisis químico de la aleación vaciada se llevó a cabo en un espectrómetro de emisión óptica Belec Variolab Modelo 0171017.

3.4. Maquinado de muestras finales

El siguiente paso fue cortar el segmento excedente de las copas fundidas para de allí maquinar a las dimensiones finales las muestras que serían evaluadas en la máquina de desgaste, ver apéndice B. La figura 3.10 muestra las dimensiones de dichas piezas y la figura 3.11 las muestras finales.

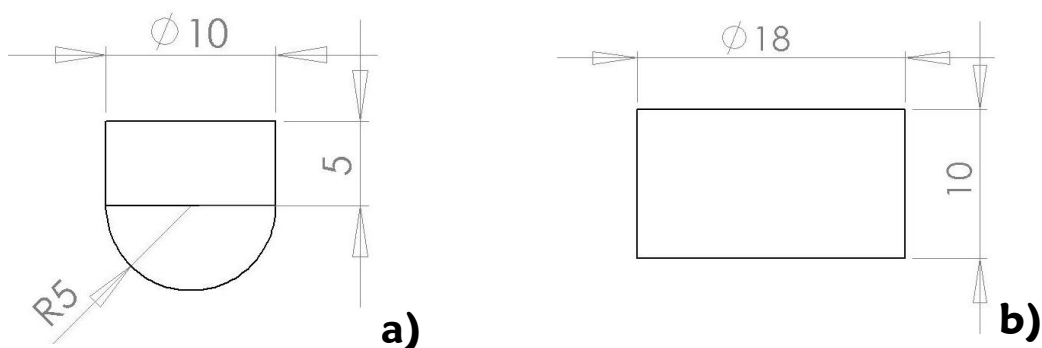


Figura 3.10. Dimensiones geométricas de pines y discos evaluados en desgaste (mm).



Figura 3.11. Pines y discos para evaluar en resistencia al desgaste.

3.5. Preparación de muestras para análisis tribológico

La preparación para evaluación de muestras al desgaste consistió en tratamientos térmicos, pulido acabado espejo de las superficies a probar y caracterización de estas.

3.5.1. Tratamientos térmicos

Se provocaron cambios microestructurales a las muestras por medio de tratamientos térmicos de solución y envejecido. La figura 3.12 muestra el diseño de tratamiento de envejecido y la figura 3.13 el diseño del tratamiento de solución.

Para el tratamiento de envejecido se uso una mufla LINDBERG 59246. Previo al envejecido se realizó una homogenización a 1150°C, el calentamiento duró 45 minutos con una permanecía de una hora y enfriamiento en agua para proceder, en la misma mufla, a llevar las muestras a 850°C en 30 minutos; las piezas permanecieron a esa temperatura por 8 y 15 para propiciar la transformación parcial de FCC a HCP y posteriormente fueron enfriadas en agua.

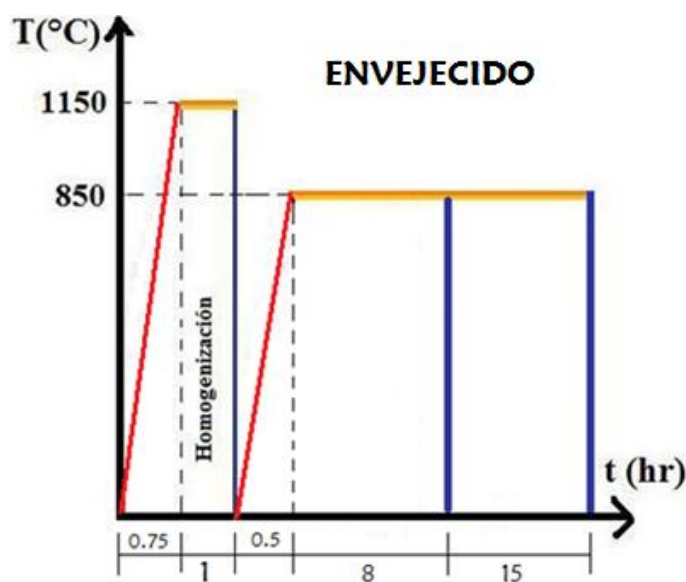


Figura 3.12. Tratamiento de envejecido por 8 y 15 horas con una hora previa de homogenización.

Los tratamientos de solución se llevaron a cabo en un THERMO SCIENTIFIC LINDBERG BLUE M modelo PF5143C-1. El calentamiento duró una hora, los

tiempos de permanencia para este tratamiento fueron de 1 y 6 horas a 1200°C; posteriormente las piezas se enfriaron en agua.

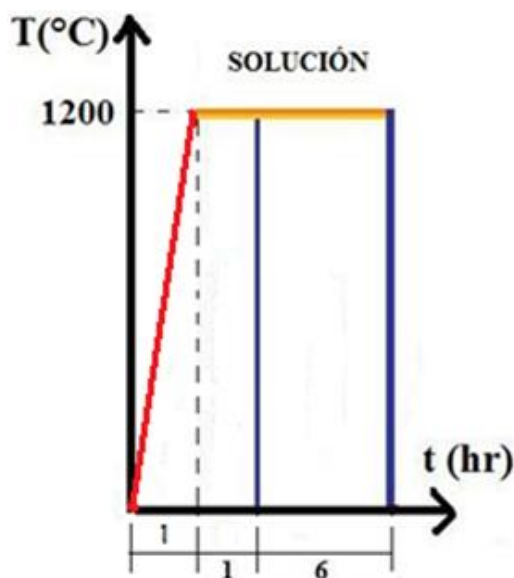


Figura 3.13. Tratamientos de solución por 1 y 6 horas.

3.5.2. Caracterización

Previo a las pruebas de desgaste se realizó difracción de rayos x (DRX) y microscopia óptica para identificación de fases, durezas y rugosidades. La preparación metalográfica consistió en desbaste con lijas de carburo de silicio de tamaño de grano 100, 220, 320, 500, 1000, 1200 y 2400. El pulido se llevó a cabo utilizando alúmina como abrasivo, se usaron tamaños de grano de 1, 0.3 y 0.05 μm . La preparación metalográfica de los discos fue de forma convencional; no así con los pines debido a su forma geométrica, por lo cual se usó un taladro para sujetarlos como se muestra en la figura 3.14.

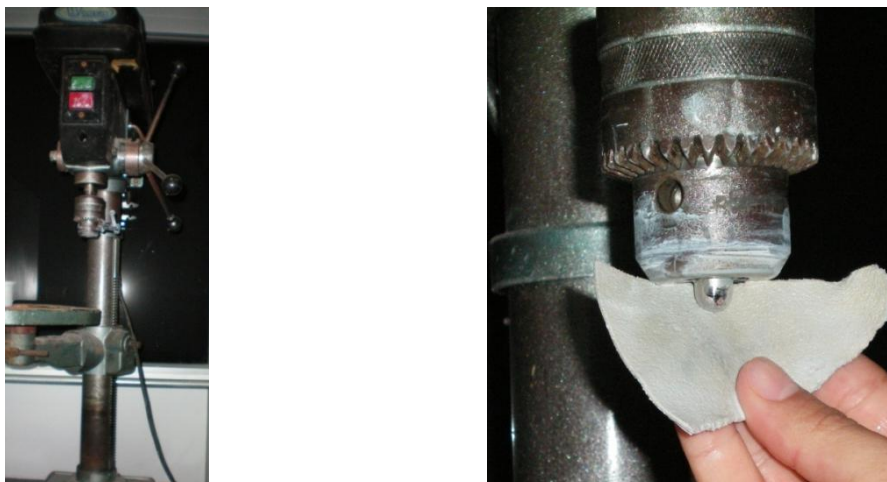


Figura 3.14. a) Taladro utilizado en pulido de pines y, b) pulido de pines.

3.5.3. Difracción de rayos X

La DRX se realizó en las muestras con tratamiento de envejecido a fin de evaluar el porcentaje de fase transformado de FCC a HCP según el método de Sage y Gillaud que ha sido utilizado exitosamente por otros investigadores [39, 44]. Este consiste en utilizar la intensidad de los picos de difracción de ciertas familias de planos en cada sistema cristalino según la siguiente ecuación.

$$(\% \text{ peso})f^{hcp} = \frac{I_{101\bar{1}1}^{hcp}}{I_{101\bar{1}1}^{hcp} + 1.5 I_{200}^{fcc}} \quad (8)$$

Este análisis se llevo a cabo en un Difractometro Bruker 8 Advance.

3.5.4. Microscopía óptica

Previo al análisis en microscopio óptico, se realizó ataque electrolítico con acido clorhídrico disuelto al 10% en agua, se aplicaron 10 volts y 4 amperes por 15 segundos y se uso grafito como cátodo. Con el propósito de evaluar la variación microestructural obtenida durante los tratamientos térmicos, se efectuó análisis de

imágenes utilizando un microscopio óptico Nikon Epiphot adaptado con el analizador de imágenes Clemex Vision profesional.

3.5.5. Medición de durezas

Las mediciones de dureza se efectuaron en un durómetro Wilson series 500 con indentador de diamante y una carga de 150 kg.

3.5.6. Medición de rugosidades

La rugosidad de las muestras se midió empleando un rugosímetro SURFCOM 1500SD2 en escala Ra (μm), que es la desviación media aritmética de altura de la superficie con respecto a la línea principal del perfil de medición. En cada pieza se realizaron 3 recorridos de 1 mm cada uno, la rugosidad final se obtuvo promediando los valores obtenidos en cada recorrido.

3.6. Pruebas de desgaste

Para las pruebas de fricción se utilizó una máquina de desgaste tipo Pin on Disk [48], con una carga de 64N sobre el pin, a 219 revoluciones por minuto (rpm) y recorriendo un total de 3.57 Km. En la figura 3.15 se presenta la máquina tipo pin-on-disk utilizada para las pruebas tribológicas; en tal figura también aparece el dinamómetro SHIMPO FGV-50 usado para medir las cargas y las fuerzas de fricción.



Figura 3.15. Máquina tribológica tipo pin on disk construida en FIME.

El diámetro externo de la huella circular que los pines dejaron en los discos fue de 13mm, siendo así el perímetro de tal círculo de 40.8 mm. Ese valor fue utilizado en la estimación de la velocidad tangencial a la que se corrieron las pruebas la cual fue de 149 mm/s.

La presión en el área de contacto nominal fue obtenida por medio de la ecuación 7 (p. 17). Con un valor de razón de Poisson de 0.3 y modulo de Young de 227 GPa para esta aleación, se tiene $E^* = 124.7$ GPa y recordando que el radio de los pines fue de 5×10^{-3} m:

$$p_0 = \left(\frac{6(64\text{N})(124 \times 10^9 \text{Pa})^2}{\pi^3 (5 \times 10^{-3} \text{m})^2} \right)^{1/3} = \mathbf{1.96 \text{ GPa}}$$

Se uso como lubricante solución Ringer preparada con un litro de agua destilada, 8.6 gr de cloruro de sodio (NaCl), 0.3 gr de cloruro de potasio (KCl) y 0.33 gr de cloruro de calcio (CaCl_2); esta es la concentración de esas sales en fluidos corporales [49].

3.6.1. Análisis gravimétrico

El análisis gravimétrico antes y después de las pruebas de desgaste se llevo a cabo en una balanza Explorer OHAUS E12140 con precisión de 0.0001 gramos. Previo a cada medición de peso, las piezas pasaron por 10 minutos de lavado ultrasónico en acetona en un dispositivo ACUASONIC modelo 75T.

3.6.2. Microscopía electrónica de barrido

Para lograr un mejor entendimiento de los mecanismos de desgaste y el daño sufrido en el material por las pruebas pin on disk, se realizó un análisis superficial posterior a las pruebas tribológicas en la piezas desgastadas; este se llevó a cabo en un microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL JSM-6510LV.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1. Análisis químico

En base a la investigación realizada, se puede decir que el material del que estén hechos los implantes es el primer y más importante indicador del desgaste que experimentarían estando en servicio. Así que; empezando por el material, en la tabla 4.1 se muestra la composición química de la aleación analizada en el presente estudio. En dicha tabla también se marcan el Ni, W y Fe cuyo porcentaje en peso excede ligeramente el establecido por la norma ASTM F75 (tabla 2.1).

Tabla 4.1. Composición química (% en peso) de la aleación estudiada.

| Elemento | Cr | Mo | C | Si | Mn | Ni | W | Fe | Co |
|----------|-------|------|------|------|-------|-----|------|------|------|
| % peso | 29.83 | 6.24 | 0.24 | 0.83 | 0.299 | 0.7 | 0.33 | 2.23 | Bal. |

Como ya se ha mencionado, esta aleación tiene gran resistencia a la corrosión, no sólo por la formación espontánea de cromita, sino también por el molibdeno que le da resistencia a corrosión por picaduras. Cabe mencionar que después de las pruebas de desgaste en las que las muestras estuvieron inmersas en una solución salina, no mostraron signos de corrosión.

Por otro lado, se ha demostrado la gran importancia del papel que juega el carbono en este tipo de aleaciones ya sea formando carburos o disuelto en la

matriz al influenciar la microestructura, maquinabilidad y propiedades mecánicas del material. Con el 0.24% que aquí se maneja puede considerarse que es una aleación de medio carbono.

4.2. Difracción de rayos X

En las figuras 4.1 y 4.2 se presentan los difractogramas obtenidos en DRX para las muestras con tratamiento de envejecido por 8 y 15 horas respectivamente; también se señala a que planos cristalinos corresponde cada pico de difracción.

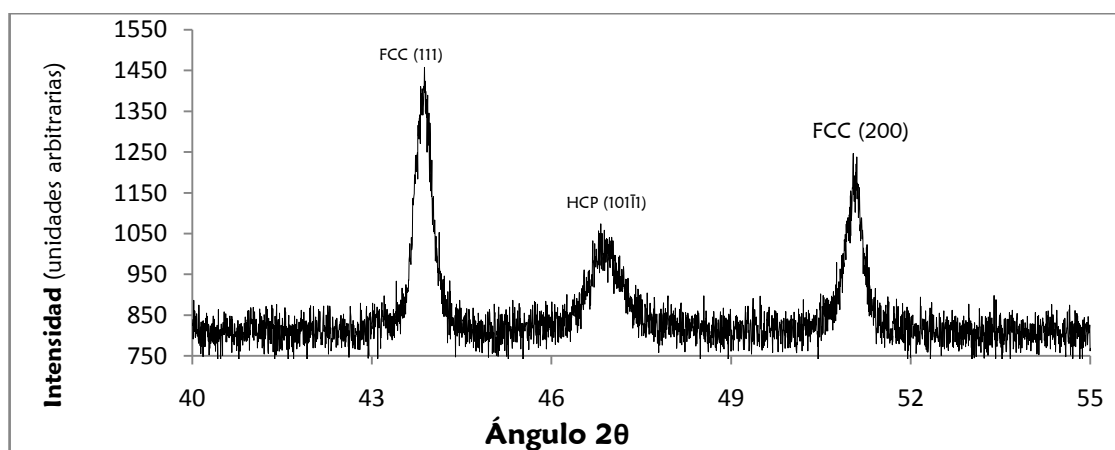


Figura 4.1. Patrón de difracción de muestras envejecidas por 8 horas.

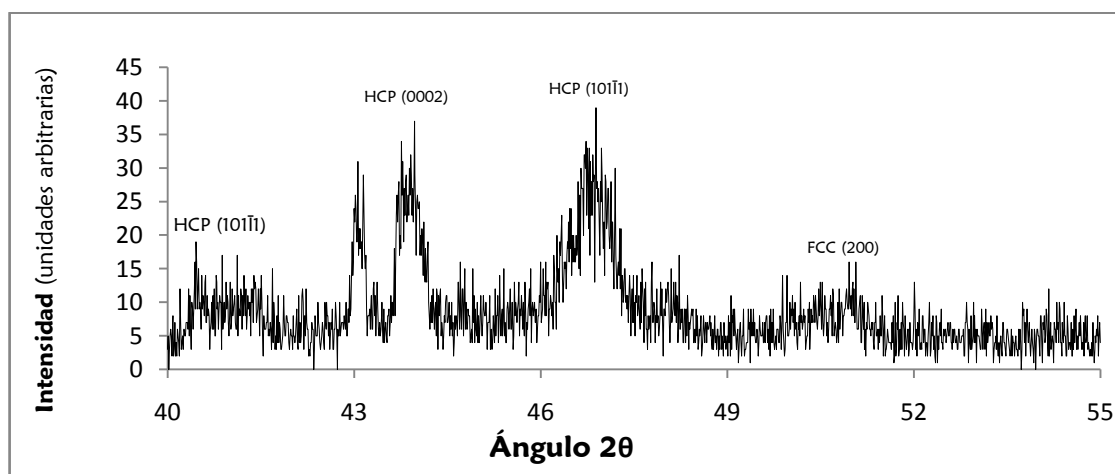


Figura 4.2. Patrón de difracción de muestras envejecidas por 15 horas.

Resolviendo la ecuación 8 (pág. 39) con las intensidades de los picos difractados por la familia de planos $(10\bar{1}\bar{1}1)$ en la estructura HCP y (200) en la FCC, se tuvo que después de 15 horas de envejecido se transformó un 60% de la microestructura a fase HCP, mientras que después de 8 horas de este tratamiento de logró un 35% de transformación.

4.3. Análisis microestructural

En las figuras 4.3 a 4.7 se presenta la evolución microestructural de las muestras según el tipo y tiempo de tratamiento térmico.

En tales figuras, se observa una notoria variación de tamaños de grano en los distintos tratamientos térmicos. Nótese que la microestructura de las piezas en condición de colada muestra el mayor tamaño y que hay una considerable reducción en los tratamientos. Las piezas con envejecido son las que presentan un mayor refinamiento de grano, esto puede estar relacionado con la cinética de transformación de estructura cristalina y queda evidenciado también los picos de DRX ya que el ancho de estos es inversamente proporcional al tamaño de grano. Por otro lado, las piezas de solución por 6 horas son las de mayor tamaño después de las de condición de colada.

Microestructura en condición de colada

Como lo reportado en la literatura, en condición de colada la microestructura está basada en una matriz de cobalto con carburos de bloque y laminares ubicados preferencialmente en interdendrítas y límites de grano, tales carburos son tipo $M_{23}C_6$, figura 4.3.

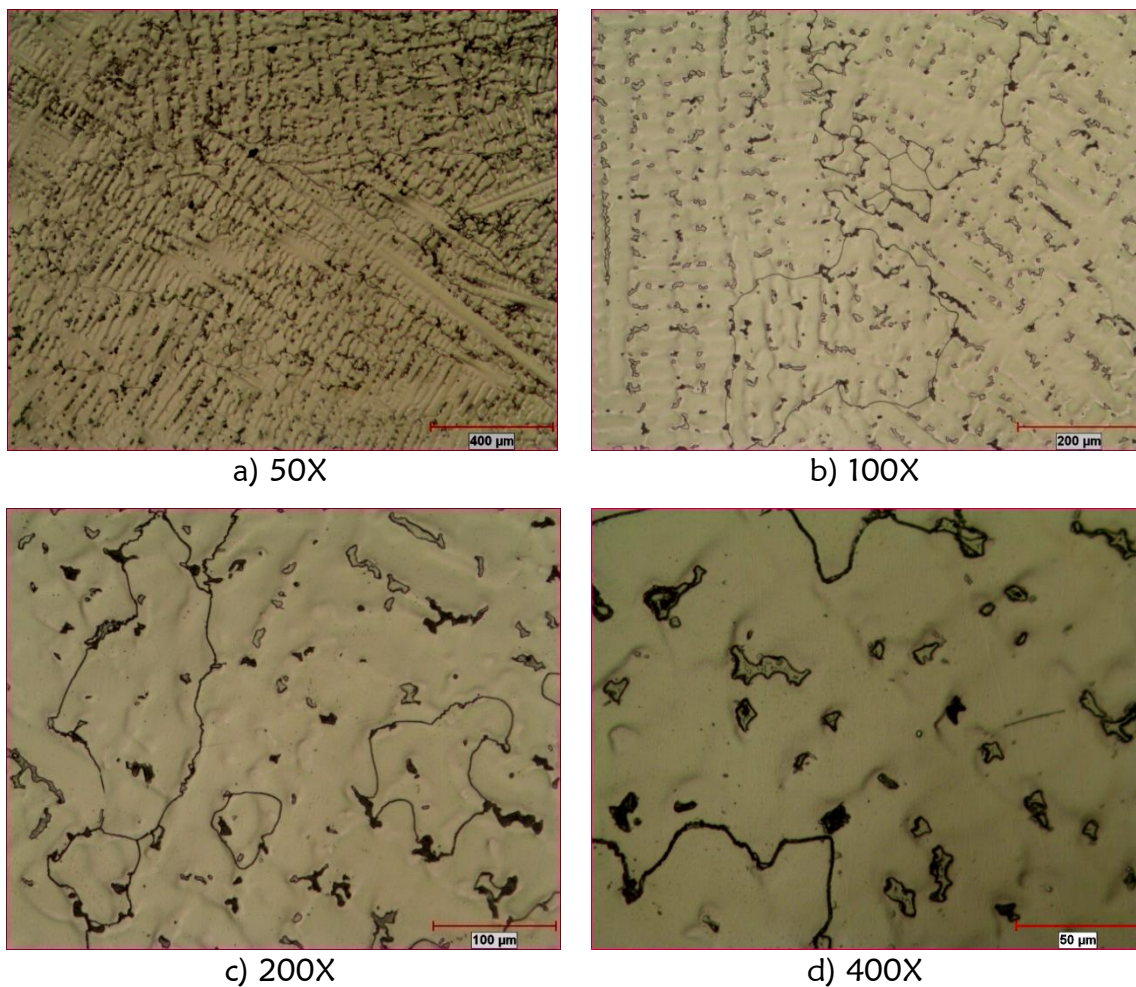


Figura 4.3. Microestructura en condición de colada.

Microestructura en solución por una hora

En la 4.4 se muestra la microestructura obtenida de solución por 1 hora. Puede observarse una menor cantidad de carburos y un cambio morfológico ya que pasaron a ser de tipo globular. Esto también fue encontrado en otras investigaciones [41, 42, 46] a cortos periodos de solubilización.

Nótese también que en la microestructura de estas piezas hay cierta formación de maclas, estas son resultado del trabajado mecánico necesario para cortarlas; se sabe que en este tipo de aleaciones es propenso transformación martensítica inducida por tensiones [38-40], dicha transformación propició cierta

recristalización en la superficie evaluada lo que generó un tamaño de grano menor a lo esperado.

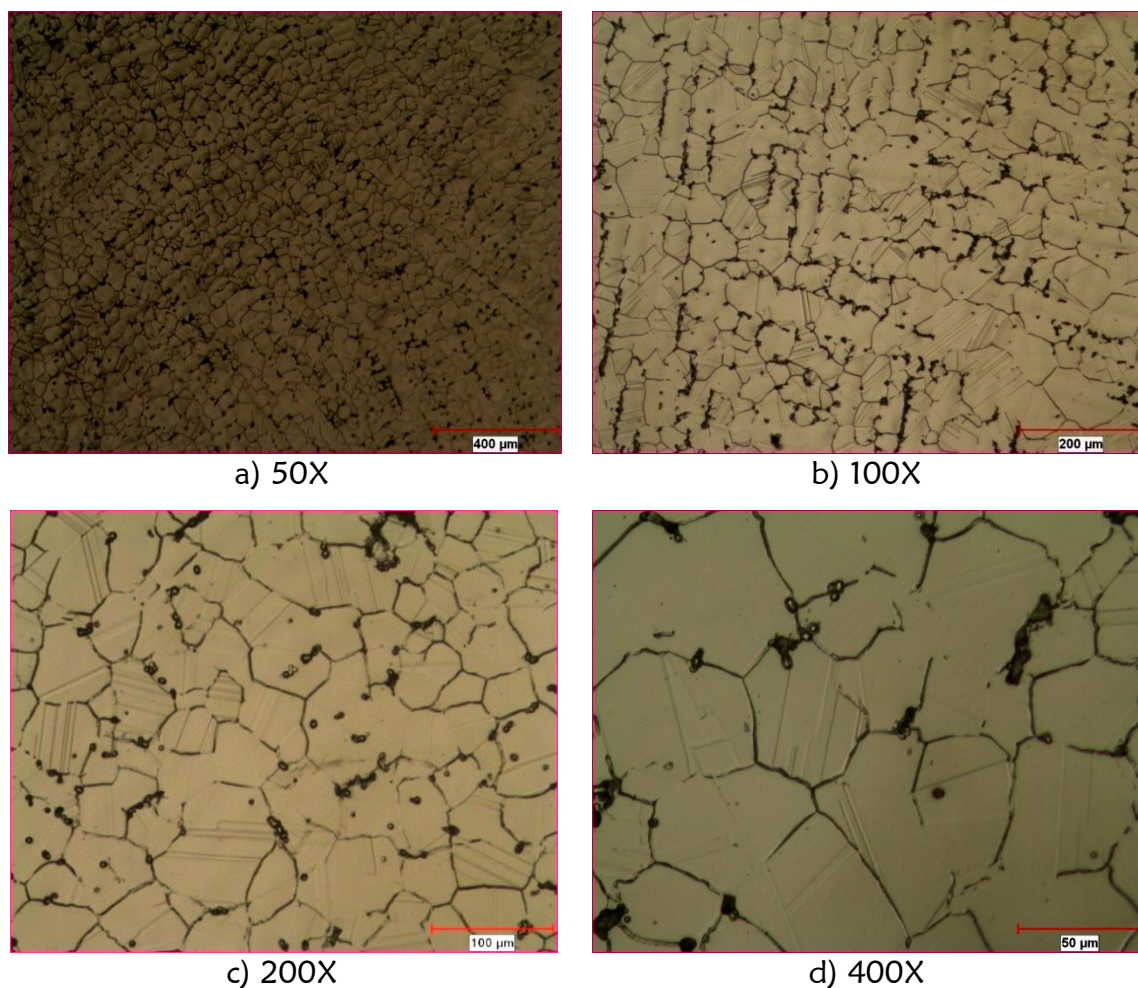


Figura 4.4. Microestructura después de tratamiento de solución por 1 hora.

Microestructura en solución por 6 horas

La figura 4.5 muestra las micrografías de las piezas con 6 horas de solución. En estas imágenes se nota una marcada disminución del contenido de carburos que se diluyeron directamente en la matriz; resultados similares fueron encontrados también por otros investigadores [25, 42, 46]. En estudios realizados por Syrett [50], se encontró que en estructuras de colada con tamaño de grano grande es más lenta la disolución de elementos sustitucionales como el Cr y el Mo durante

los tratamientos térmicos, lo que pudo haber contribuido a mantener cierta cantidad de esta fase incluso después de una solución larga.

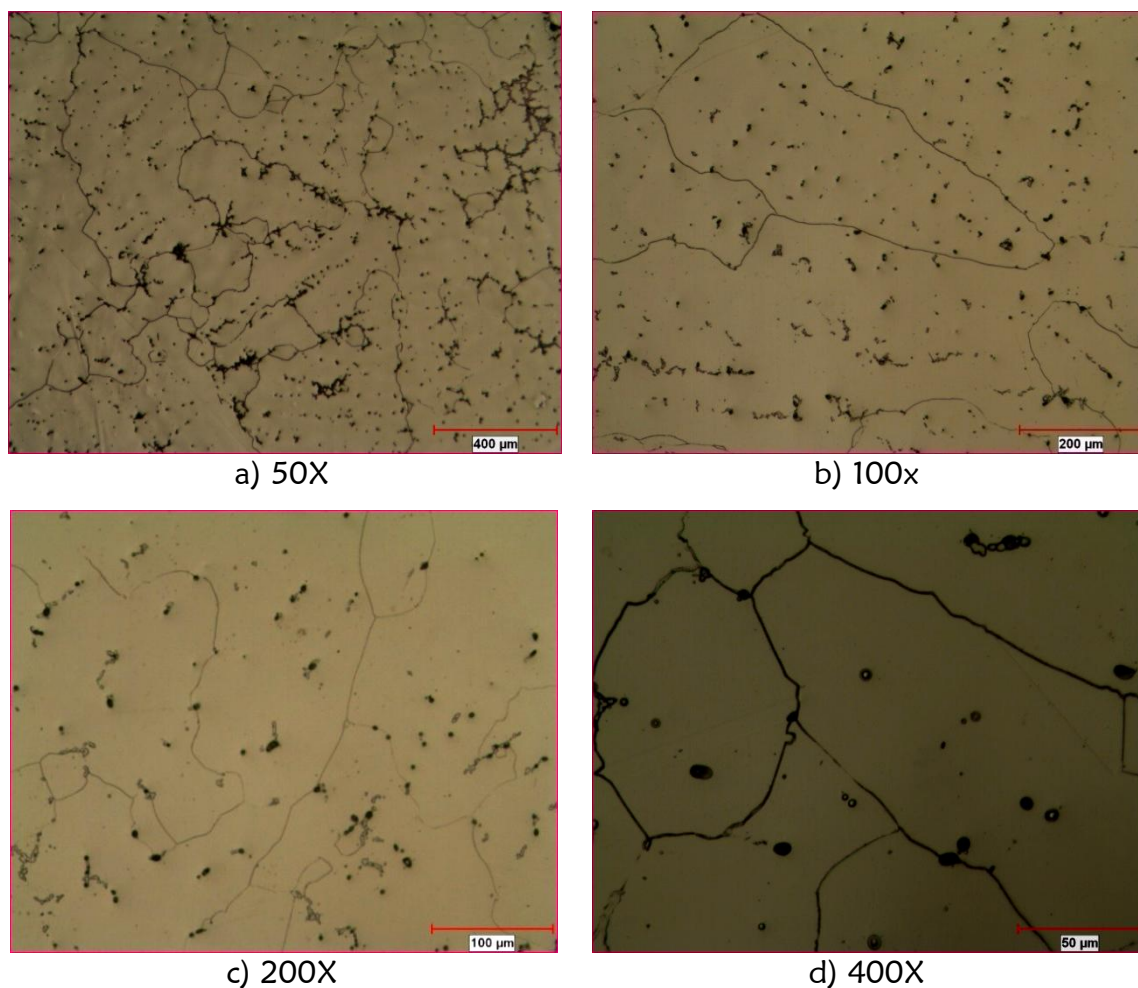


Figura 4.5. Microestructura obtenida con tratamiento de solución por 6 horas.

Microestructura en envejecido por 15 horas

La figura 4.6 muestra micrografías de las piezas sometidas a 15 horas de envejecido. En estas figuras pueden observarse zonas oscuras que según otras investigaciones [18, 43, 44, 45,] corresponden a la fase martensítica. También es evidente que hay muchas maclas; estas, según Saldivar [44], se forman durante las primeras etapas de la transformación HCP.

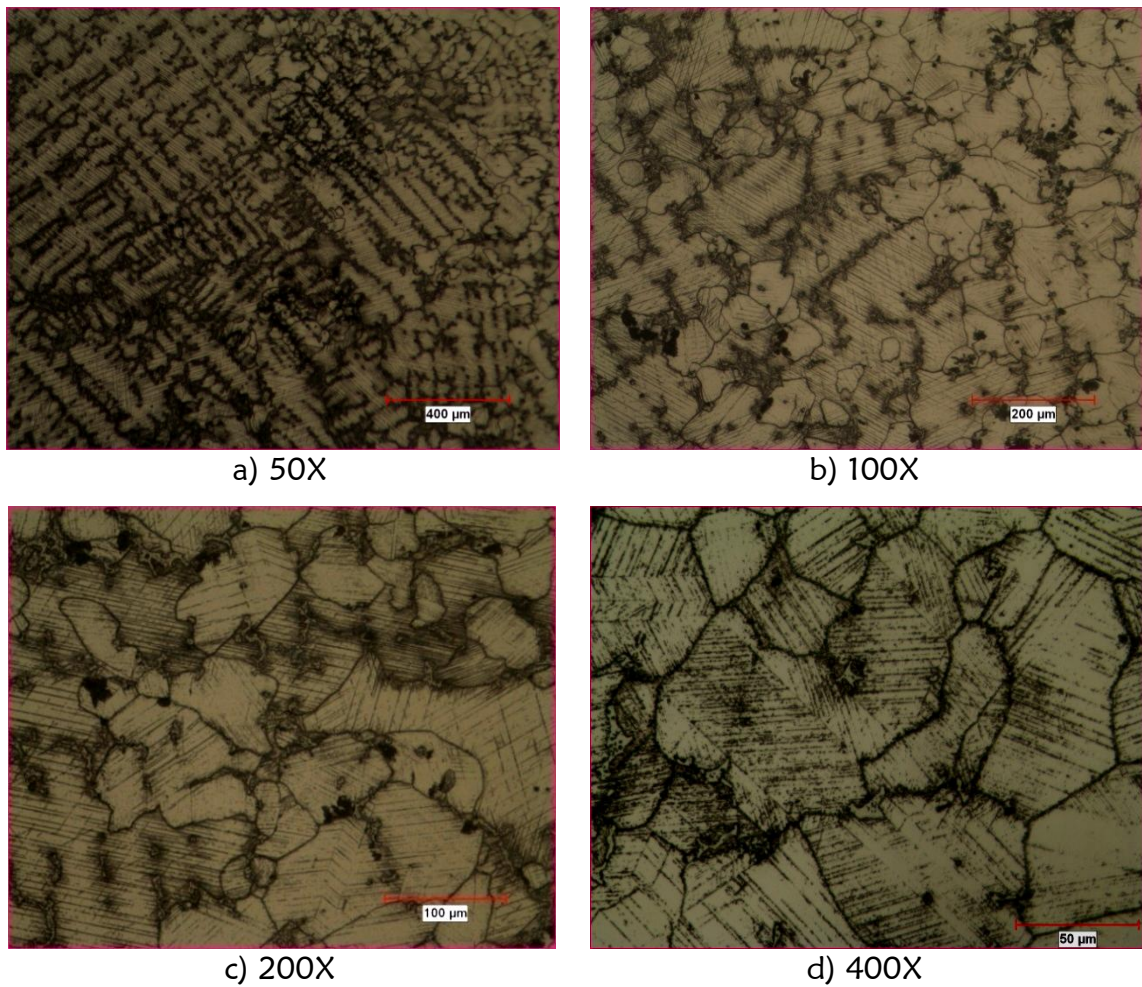


Figura 4.6. Microestructura obtenida en 15 horas de envejecimiento, HCP al 60%.

Microestructura en envejecido por 8 horas

La figura 4.7 se presenta las imágenes de 8 horas de tratamiento de envejecido. Al observar los tiempos de tratamiento de envejecido y los porcentajes de transformación alcanzados, era de esperarse una menor cantidad de maclas y fase martensítica en este tratamiento comparado con el tratamiento de 15 horas.

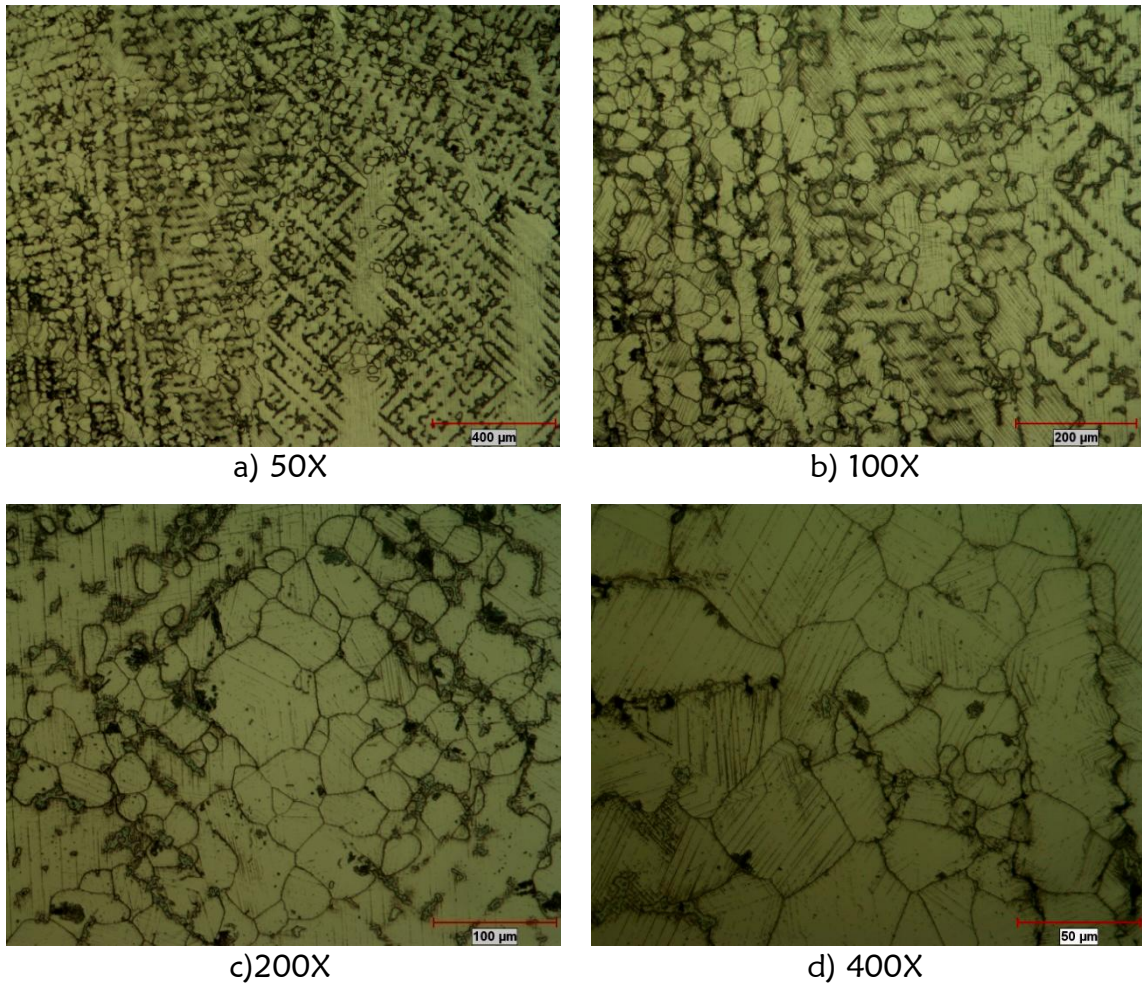


Figura 4.7. Microestructura de 6 horas de envejecimiento, HCP al 35%.

4.4. Durezas

La figura 4.8 muestra los resultados obtenidos en dureza. La norma ASTM F75-01 [14] solamente especifica que las piezas en condición de colada deben estar en un rango de 25 a 35 HRC. Los valores fueron de acuerdo a lo esperado según el tipo de tratamiento térmico, disminuyendo así en solución por una hora con respecto a la condición de colada y reduciendo todavía más en solución por 6 horas mientras que las durezas más altas se encontraron en las muestras de envejecido siendo el mayor el de 15 horas.

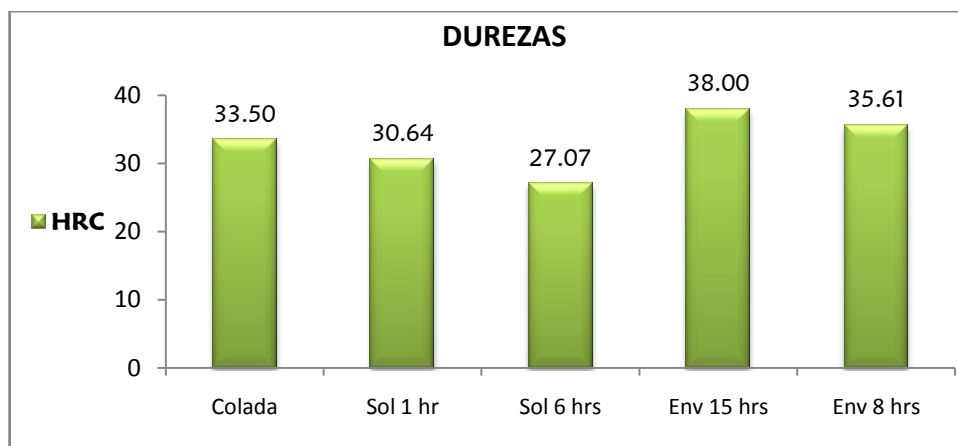


Figura 4.8. Resultados de durezas.

4.5. Rugosidades

La tabla 4.2 muestra los valores promedio de rugosidad obtenidos en cada una de las piezas evaluadas en resistencia al desgaste y la figura 4.9 muestra esos valores graficados.

Tabla 4.2. Resultados de rugosidades.

| Condición | Muestras | PINES Ra (μm) | DISCOS Ra (μm) |
|------------|----------|----------------------------|-----------------------------|
| Colada | 1A | 0.0186 | 0.015 |
| | 1B | 0.0201 | 0.016 |
| Sol 1 hr | 2A | 0.0194 | 0.0159 |
| | 2B | 0.0174 | 0.0154 |
| Sol 6 hrs | 3A | 0.0158 | 0.0214 |
| | 3B | 0.0142 | 0.0199 |
| Env 15 hrs | 4A | 0.0184 | 0.0156 |
| | 4B | 0.01925 | 0.0158 |
| Env 8 hrs | 5A | 0.0644 | 0.0277 |
| | 5B | 0.0309 | 0.0296 |

En la grafica se puede observar que en promedio los valores son menores a 0.02 μm , excepto las muestras sometidas a tratamiento de envejecido que muestran un valor cercano a los 0.03 μm . Al parecer la microestructura con mayor contenido

de HCP afecta la topografía de la superficie, esto puede ser debido a los cambios que conlleva la transformación martensítica. Obsérvese también que la rugosidad del pin 5A es mucho más alta y como se presentará más adelante, fue el pin que más se desgastó.

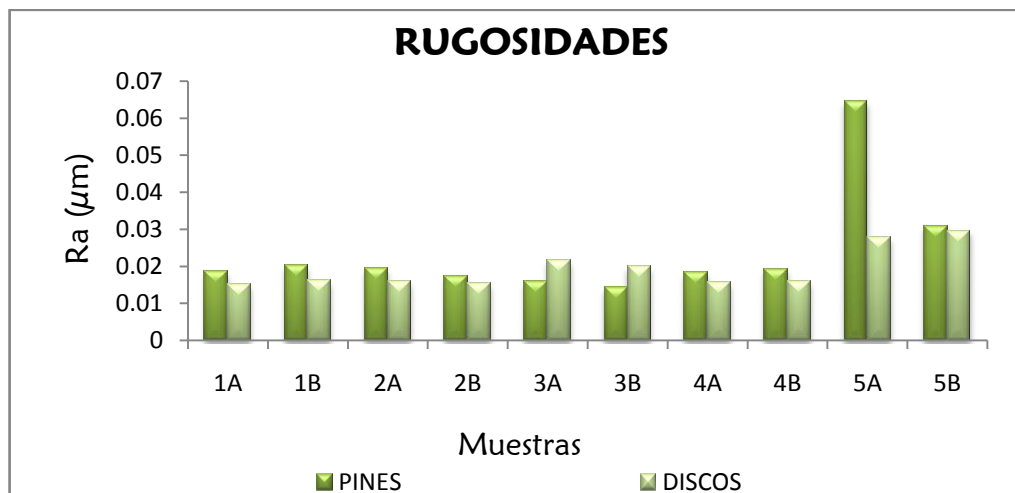


Figura 4.9. Resultados en rugosidades.

4.6. Pruebas tribológicas

A continuación se presentan los resultados en fricción, desgaste y mecanismos de desgaste obtenidos de la evaluación en pin on disk.

4.6.1. Fricción

La figura 4.10 presenta los valores de coeficiente de fricción obtenidos según la condición del material y la distancia deslizada; ver apéndice C para consultar todos los valores medidos.

Como puede observarse, la tendencia es a incrementar el coeficiente conforme avanza la prueba; también se puede observar que los valores más altos se presentan en el tratamiento de envejecido por 8 horas alcanzando una máximo

de 0.48, seguido por el envejecido de 15 horas, después la solución por una hora, condición de colada y finalmente la solución por 6 horas con el menor coeficiente de fricción. Lo anterior muestra un comportamiento acorde a las rugosidades obtenidas, recordar que las rugosidades más altas se presentaron en los tratamientos de envejecido.

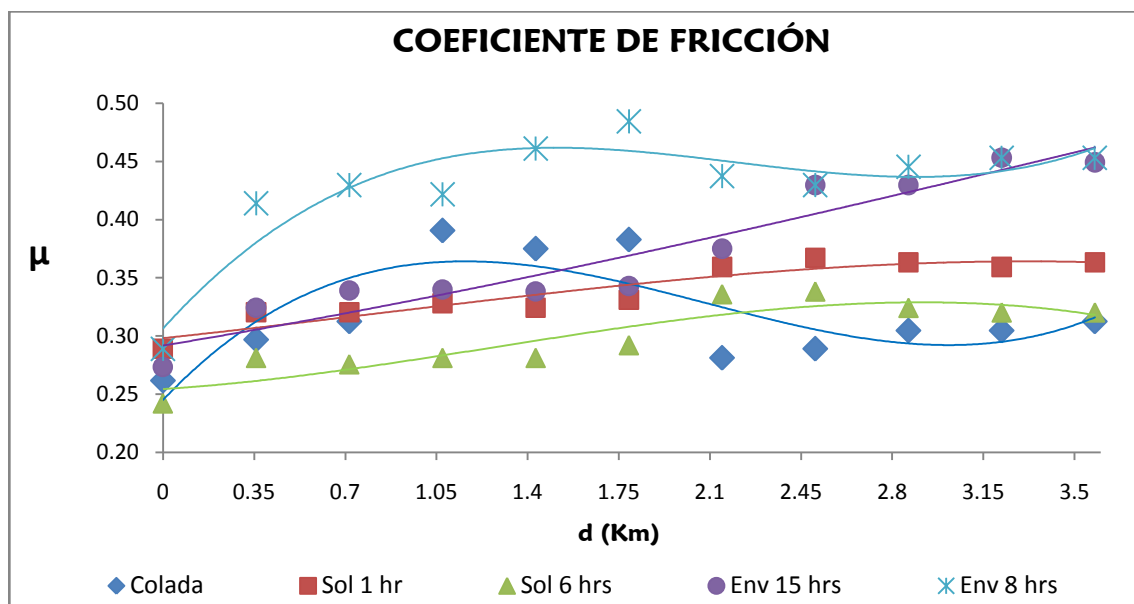


Figura 4.10. Coeficientes de fricción durante pruebas de desgaste.

Considerando que las pruebas se realizaron en condición lubricada, los coeficientes de fricción son más altos de lo esperado. Esto es contrario a lo encontrado por Saldivar [38] que hizo pruebas en una pin on disk en este tipo de aleación pero en seco y los coeficientes de fricción no excedieron un valor de 0.28; en dicho análisis también se encontraron los mayores valores de coeficiente de fricción en las piezas con menor dureza, contrario a lo encontrado en el presente estudio.

Por otro lado, en pruebas realizadas en pin on disk por Chiba [39] que estudió el comportamiento de aleaciones de fundición y forja con solución Hank como lubricante y utilizando la misma condición de material tanto en el pin como el

disco (igual que en este estudio), se encontró que el coeficiente de fricción era ligeramente mayor en los pares de forja, es decir los menos duros; pero en ambas condiciones sus coeficientes de fricción fueron mayores que los aquí encontrados.

4.6.2. Análisis gravimétrico

La tabla 4.3 muestra los pesos de pines evaluadas en desgaste, el peso 1 fue el inicial, el peso 2 a mitad de la prueba y el peso 3 al final.

Tabla 4.3. Resultados de pruebas gravimétricas en pines (gr).

| Muestra | Pin₁ | Pin₂ | Pin₃ | M_{perd} |
|----------------|------------------------|------------------------|------------------------|-------------------------|
| 1A | 5.4328 | 5.4324 | 5.432 | 0.0008 |
| 1B | 5.4368 | 5.4367 | 5.4364 | 0.0004 |
| 2A | 5.0680 | 5.0674 | 5.0671 | 0.0009 |
| 2B | 5.0920 | 5.0917 | 5.0914 | 0.0006 |
| 3A | 5.3787 | 5.3784 | 5.3780 | 0.0007 |
| 3B | 5.2173 | 5.2170 | 5.2167 | 0.0006 |
| 4A | 5.2307 | 5.2304 | 5.2299 | 0.0008 |
| 4B | 5.5778 | 5.5771 | 5.5765 | 0.0013 |
| 5A | 5.3624 | -- | 5.3609 | 0.0015 |
| 5B | 5.4307 | 5.4301 | 5.4297 | 0.0010 |

En la figura 4.11 se graficaron las pérdidas de peso en pines. Puede observarse que en general se desgastaron homogéneamente durante toda la prueba y como se mencionó anteriormente, el pin 5A que mostró la más alta rugosidad fue el que más peso perdió por desgaste; esto pudo ser causado por microrechupes formados durante la solidificación. En este caso en específico también hay que mencionar que solamente se graficaron los pesos inicial y final dado a que la medición intermedia no fue confiable.

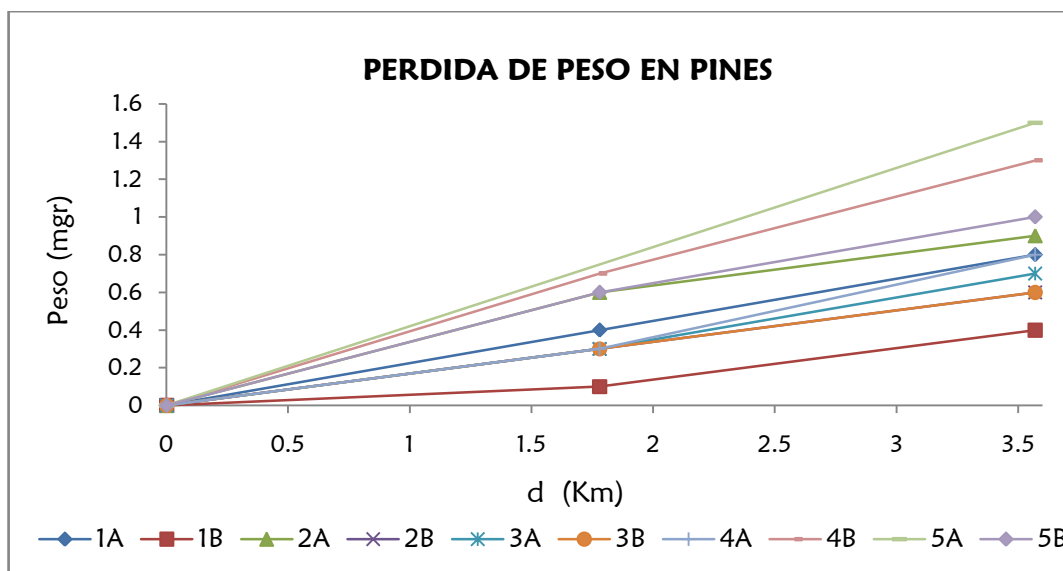


Figura 4.11. Pérdida de pesos en pines.

La tabla 4.4 muestra los pesos de los discos evaluados en desgaste y la figura 4.12 presenta las pérdidas de material entre peso y peso. En dicha figura, se puede ver que los discos en general también se desgastan homogéneamente excepto los de colada y uno de solución por 6 horas en los que visiblemente hay una mayor pérdida de peso.

Tabla 4.4. Resultados en pruebas gravimétricas en discos (gr).

| Muestra | Disco ₁ | Disco ₂ | Disco ₃ | M _{perd} |
|-----------|--------------------|--------------------|--------------------|-------------------|
| 1A | 18.5117 | 18.5064 | 18.5058 | 0.0059 |
| 1B | 19.0328 | 19.0264 | 19.026 | 0.0068 |
| 2A | 18.4204 | 18.4199 | 18.4196 | 0.0008 |
| 2B | 18.7445 | 18.7436 | 18.7431 | 0.0014 |
| 3A | 18.0346 | 18.0326 | 18.0321 | 0.0025 |
| 3B | 18.2747 | 18.2698 | 18.2676 | 0.0071 |
| 4A | 12.9710 | 12.9704 | 12.9700 | 0.0010 |
| 4B | 19.2704 | 19.2692 | 19.2690 | 0.0014 |
| 5A | 11.6976 | 11.6975 | 11.6972 | 0.0004 |
| 5B | 19.8451 | 19.8450 | 19.8442 | 0.0009 |

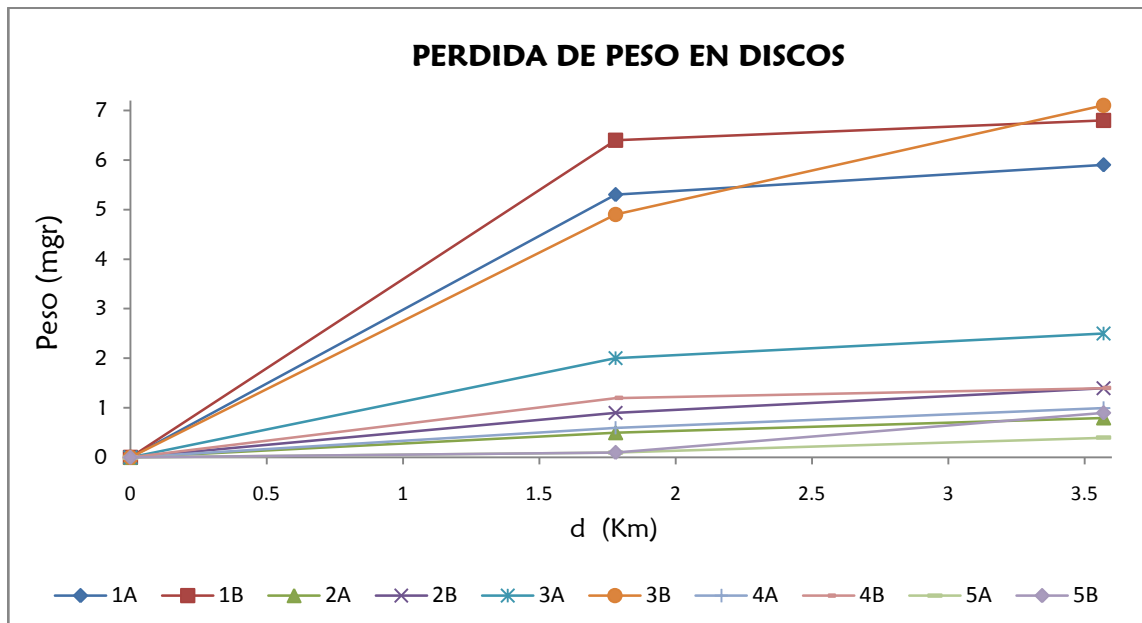


Figura 4.12. Pérdida de peso en discos.

En la figura 4.13 se presenta el volumen total (pin + disco) desgastado en cada tratamiento térmico con respecto a la condición de colada, tal volumen se obtuvo con la ecuación (7) utilizando una $\rho = 8.5 \text{ gr/cm}^3$ para esta aleación.

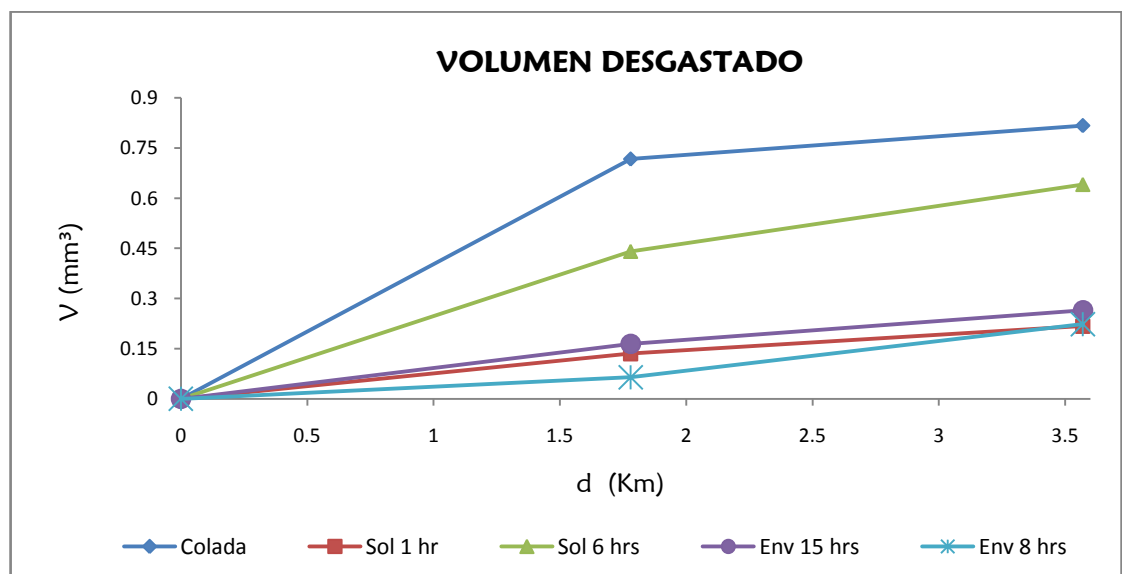


Figura 4.13. Volumen total desgastado.

En la figura anterior es muy notorio que las condiciones que más desgastaron fueron las de colada y la solución por 6 horas, resultados que coinciden con los de Chiba [39] que también encontró un mayor desgaste en condición de colada. Recordando un poco, en condición de colada se tiene una gran cantidad de carburos con morfología irregular y en la solución por 6 horas la mayor parte de dichos carburos están disueltos en la matriz; además fueron las muestras con mayor tamaño de grano. Así, estos resultados están en desacuerdo con los obtenidos por Varano [3], donde las muestras en condición de colada y con solución fueron las que mostraron un menor desgaste; en tal estudio también se llegó a la conclusión de que por su mayor dureza, los carburos son más propensos a fragmentarse y separarse del material propiciando desgaste abrasivo por 3 cuerpos, por lo que el investigador propone que disolverlos es la mejor opción. Por otro lado, Chiba también concluyó que los carburos propician desgaste abrasivo en condición de colada y asegura que una superficie sin carburos es más resistente al desgaste por fatiga.

En este estudio las muestras que sufrieron menor desgaste fueron las de envejecido y la solución por una hora; cabe recordar que las micrografías de solución por una hora revelaron cierta transformación martensítica en la superficie evaluada que fue atribuida al trabajado mecánico y que contribuyó al buen desempeño tribológico de estas piezas. Hay que notar que el comportamiento en desgaste no sigue una tendencia lineal con respecto a las durezas, lo que hace pensar que la resistencia al desgaste está más relacionada con la microestructura que con la dureza del material; esto se muestra en la figura 4.14 que presenta una grafica del volumen desgastado con respecto a la dureza medida en cada condición. Saldivar [38] llegó a una conclusión similar al encontrar que los diferenciales de dureza entre pines y discos de sus pruebas no habían influido en el volumen total desgastado pero si la microestructura.

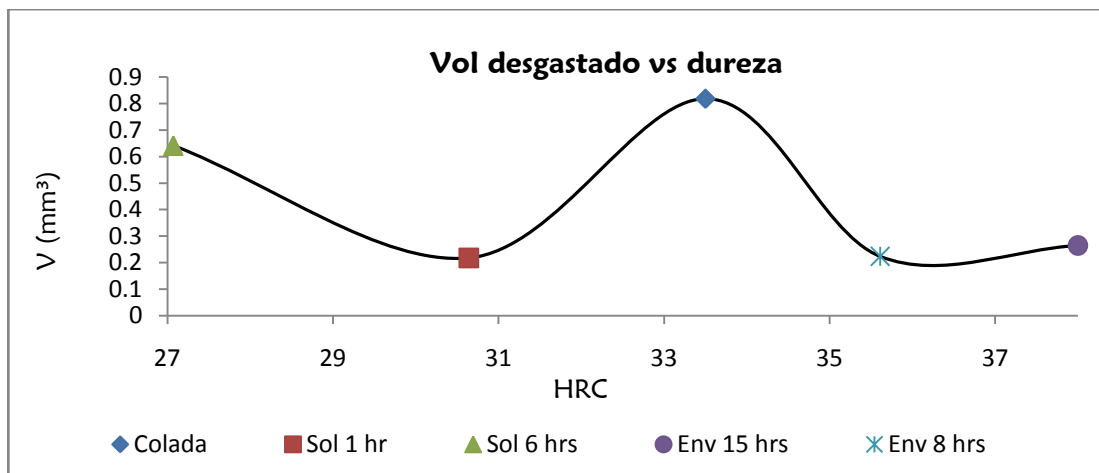


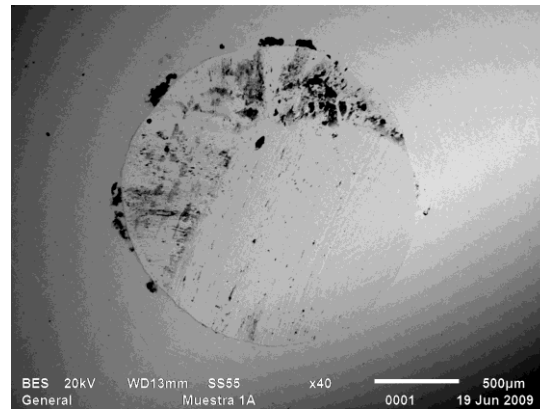
Figura 4.14. Volumen desgastado vs dureza.

Entonces, se puede decir que el tener una parte de la microestructura en HCP y el tamaño de grano pequeño producen un efecto positivo en la resistencia al desgaste de esta aleación.

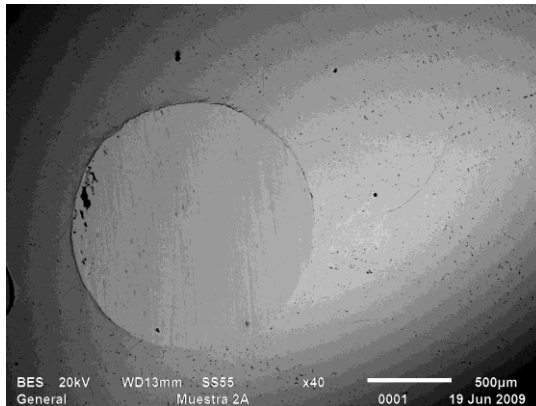
4.6.3. Microscopía Electrónica de Barrido

La mayoría de las imágenes de MEB fueron tomadas en modo de electrones retrodispersados con algunas excepciones en electrones secundarios.

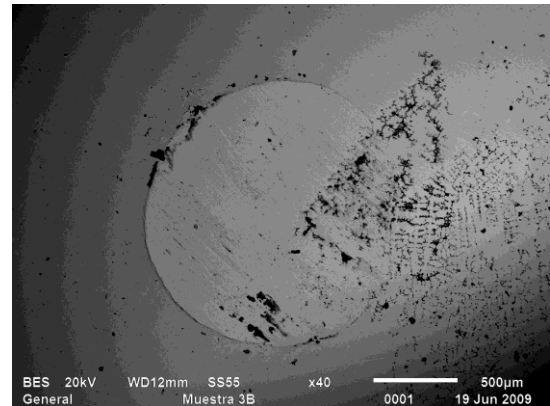
La figura 4.15 presenta imágenes de los pines, mostrando cómo se formó el área de contacto después de las pruebas de desgaste. En tal figura se puede observar que los pines con tratamiento de envejecido son los que formaron la mayor área de contacto y, también fueron de los que más se desgastaron. Esto es un indicativo de los mecanismos actuantes con respecto a las diversas microestructuras aquí probadas. Por otro lado, en el tratamiento de solución parcial que también se desgastó poco, se observa un menor daño y se ve que el desgaste fue más homogéneo, inciso b).



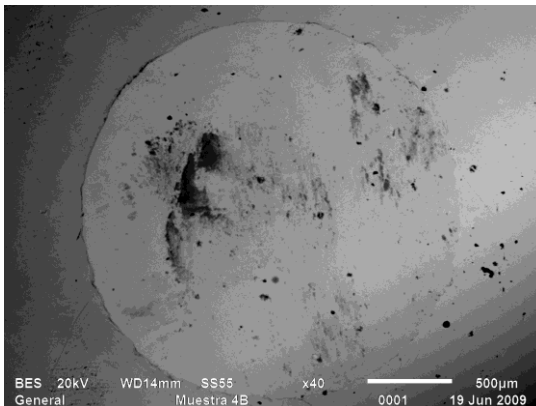
a) Condición de colada.



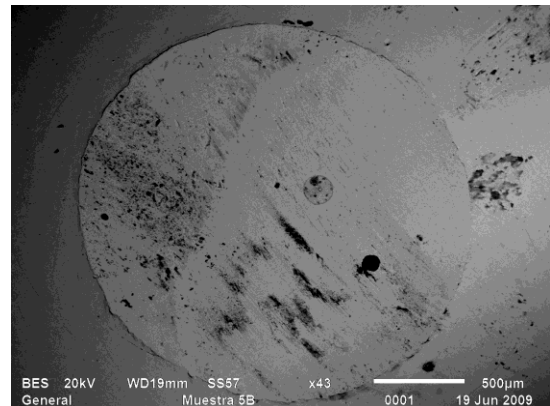
b) Solución por una hora.



c) Solución por 6 horas.



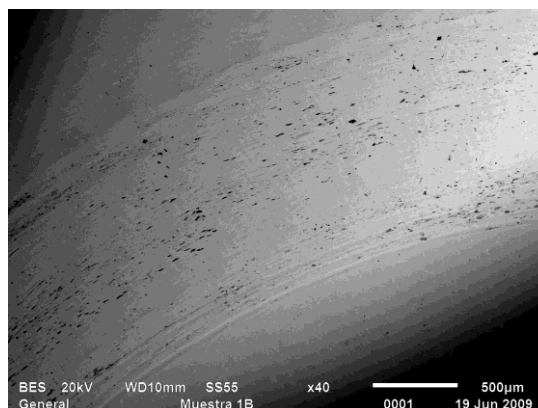
d) Envejecido 15 hrs.



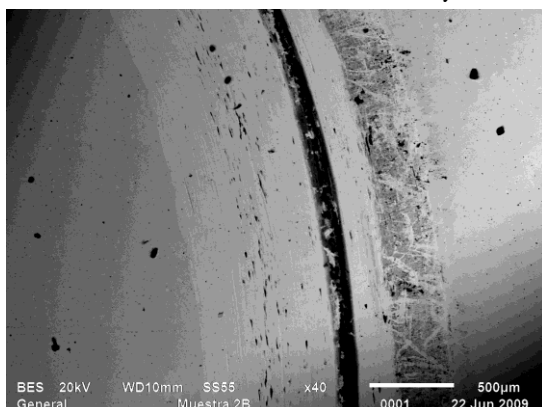
e) Envejecido 8 hrs.

Figura 4.15. Área de contacto dormada despues de las pruebas de desgaste.

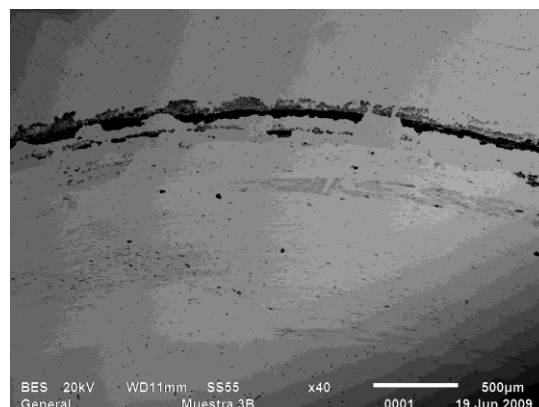
La figura 4.16 muestra las huellas de desgaste que produjeron los pines en los discos.



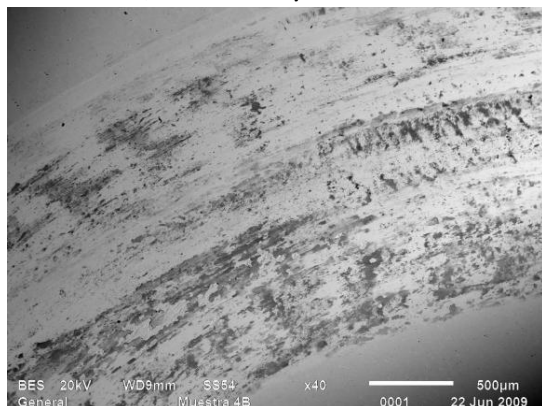
a) Condición de colada.



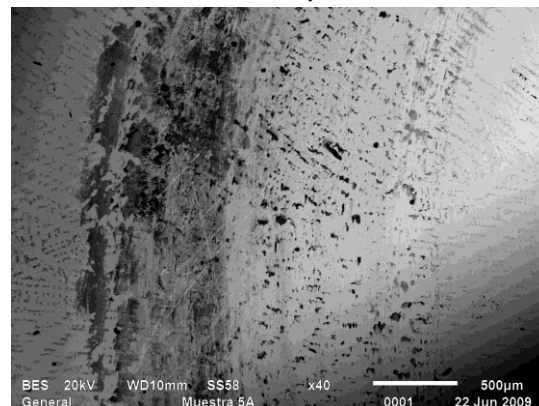
b) Solución por una hora.



c) Solución por 6 horas.



d) Envejecido 15 horas.



e) Envejecido 8 horas.

Figura 4.16. Huella de desgaste en discos.

En las imágenes anteriores se puede apreciar como en las muestras con tratamiento de envejecido el daño parece ser más aparatoso, esto es debido a la naturaleza del material ya que cuenta con limitados sistemas de deslizamiento; contrario a lo mostrado por el disco de solución por 6 horas en el que pareciera

haber menor material “arrancado”, pero cabe recordar que en dicha condición se tuvo el segundo mayor desgaste. Por otro lado, se aprecia como en las huellas de ambos tratamientos de solución hay una franja oscura de material desprendido en los discos que pudo ser una coincidencia en el maquinado de pines.

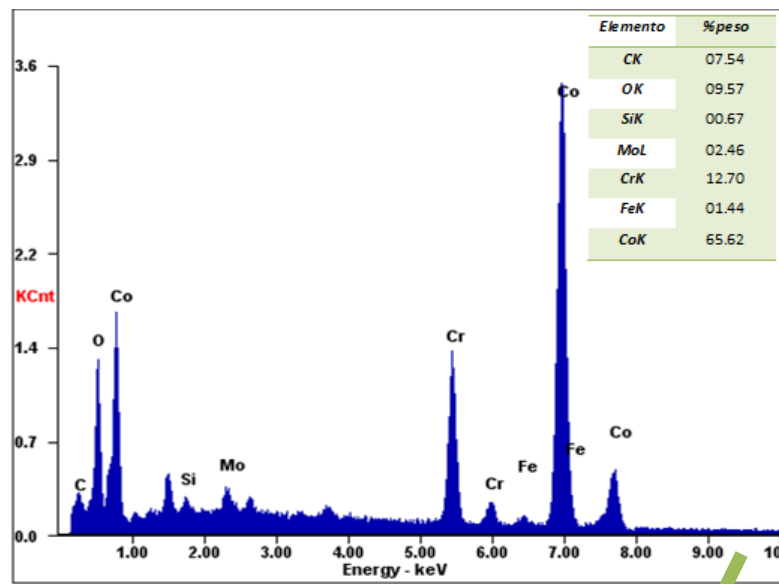
También es importante observar como en la figura 4.16e) se aprecia claramente la distribución de carburos en interdendrítas y la los huecos que estos dejaron al desprenderse en la zona donde está la huella de desgaste. Lo anterior es un indicativo de desgaste abrasivo que se discutirá más adelante.

Condición de colada

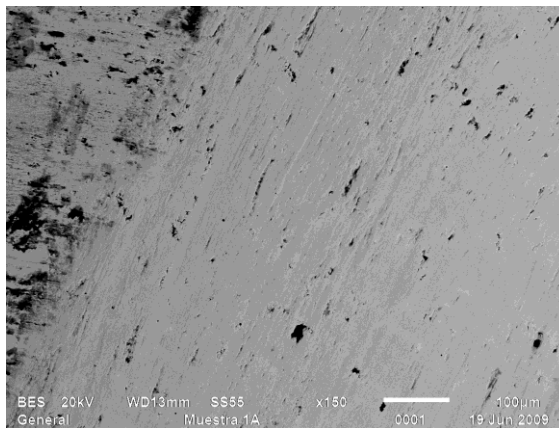
La figura 4.17 muestra el desgaste derivado de las pruebas de desgaste en los pares en condición de colada. El inciso a) de la figura muestra un EDS realizado en una zona con alto desgaste en pin que mostraba un hueco, el resultado no arrojó presencia de alguna partícula ajena al material.

En cuanto al mecanismo de desgaste que actuó en este sistema y considerando la teoría que dice que si hay presentes sustancias abrasivas (en este caso carburos), se puede decir que se presentó desgaste abrasivo; esto queda claro al ver las huellas de desgaste en el material. Además, la naturaleza de la prueba pin on disk, la forma en que se desprendió el material y las huellas de la prueba en el material también hacen alusión a desgaste por fatiga.

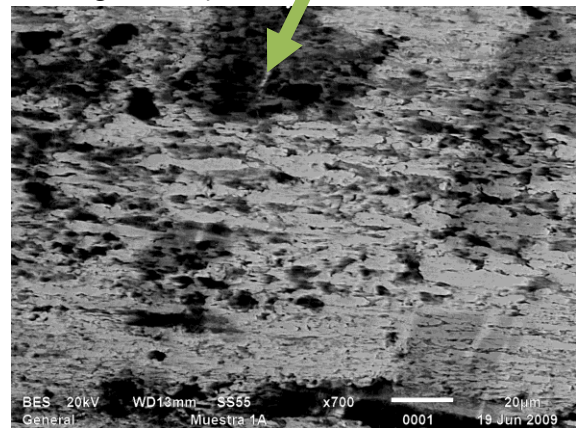
En el inciso c) de la figura se muestra a mayor ampliación el daño generado en los pines. Como puede observarse, hay huecos que se presume se formaron por el desprendimiento de carburos y por las grietas que se propagaron en la superficie. Lo anterior también puede verse en las imágenes del desgaste producido en los discos, incisos d) y e), donde además se observa el material “embarrado” en el sentido de la deformación.



a) EDS en hueco de desgaste en pin.



b) Desgaste en pin, 150X.



c) Desgaste en pin, 700X.



d) Degaste en disco, 150X.



e) Desgaste en disco, 700X.

Figura 4.17. Desgaste abrasivo en muestras en condición de colada.

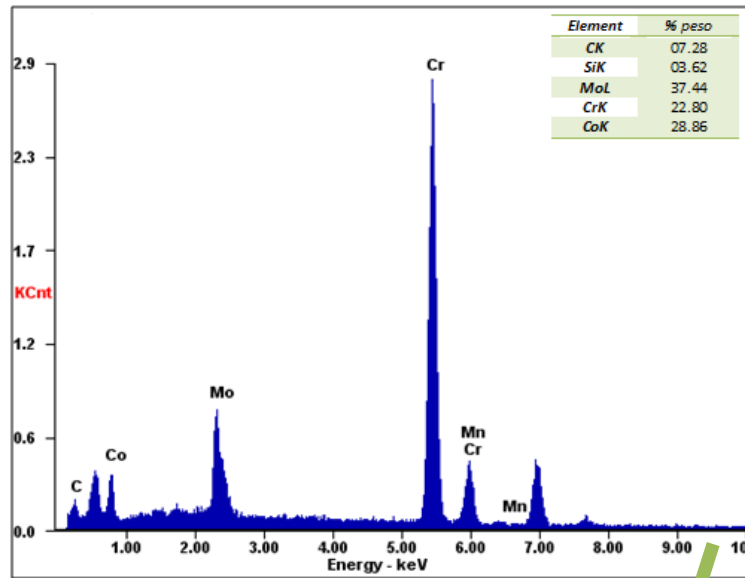
Solución por una hora

En la figura 4.18 se presenta el desgaste producido en las muestras con tratamiento térmico de solución por una hora. En comparación con las piezas de condición de colada, estas huellas son más leves, es importante recordar que esta condición de material presentó bajo volumen de desgaste.

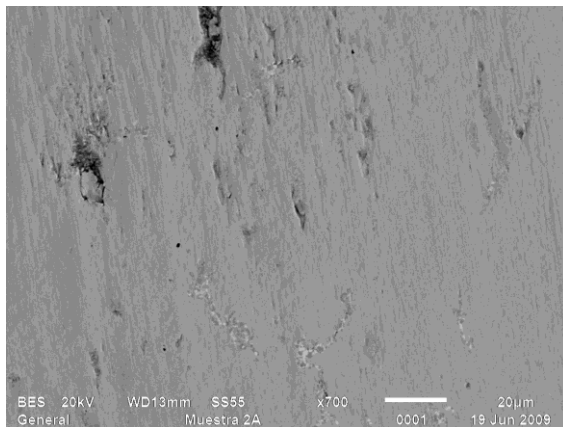
En el inciso a) de esta figura se muestra un EDS realizado en la parte más clara del carburo presentado en el inciso c). Como puede observarse, dicho carburo está compuesto de cobalto, cromo y molibdeno, pero con un mayor porcentaje de este último. Este tipo de carburo, encontrado también en otras piezas, está compuesto por dos fases, una clara y la otra oscura; en otro EDS realizado en la zona oscura se encontró una composición similar en cuanto al contenido de cobalto, pero menos molibdeno y mucho mas cromo.

Obsérvese también, como se menciono anteriormente, que los discos de este tratamiento presentan dentro de la huella de desgaste una zona donde hubo mayor cantidad de material desprendido, inciso d) de la figura 4.18.

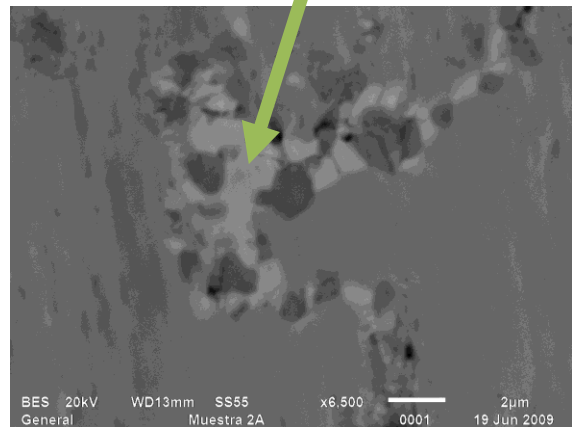
Finalmente, en base a las huellas dejadas por la prueba de pin on disk en las piezas con este tratamiento, también se determinó que los mecanismos de desgaste fueron un conjunto de abrasivo y fatiga. En los incisos b), d) y e) de la figura 4.18 se puede ver claramente los huecos dejados por el material arrancado que no presenta la morfología de los carburos. En los incisos d) y e) también se pueden apreciar poros por gases atrapados durante la solidificación.



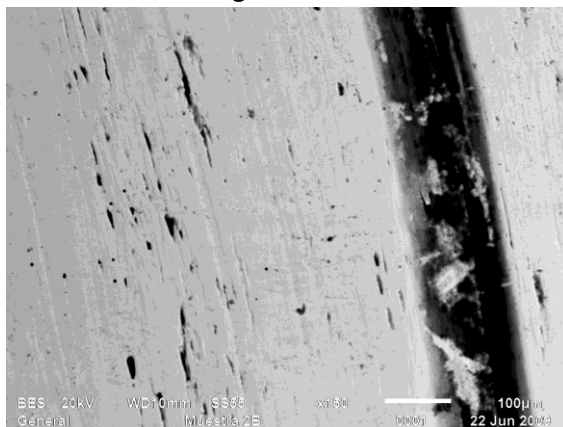
a) EDS en carburo de pin.



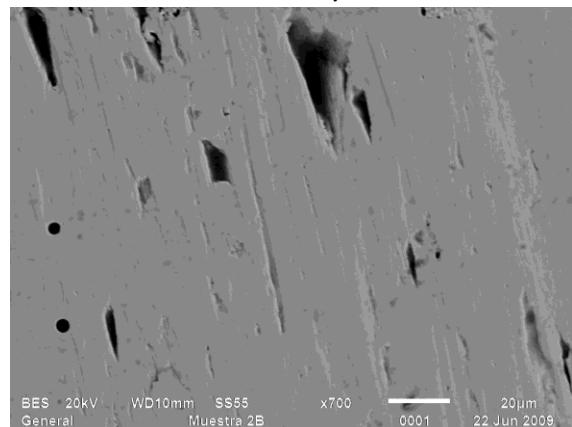
b) Desgaste en Pin, 700X



c) Carburo en pin, 6500X.



d) Surco por desgaste en disco, 150X.

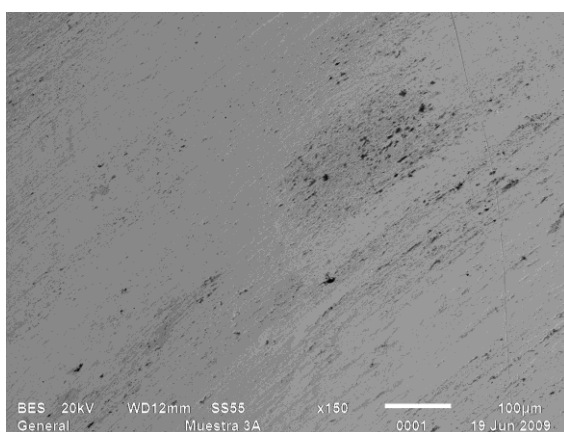


e) Desgaste en disco, 700X.

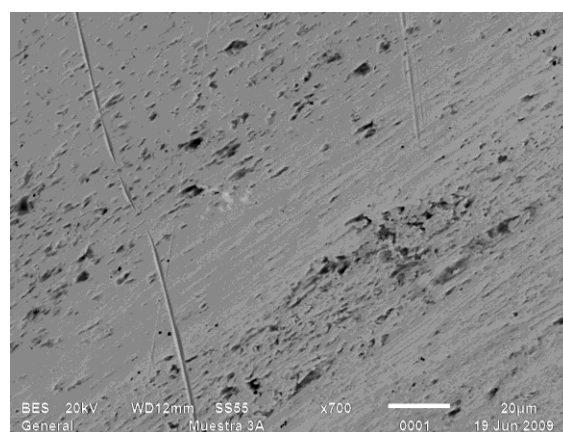
Figura 4.18. Desgaste en piezas con tratamiento de solución por una hora.

Solución por 6 horas

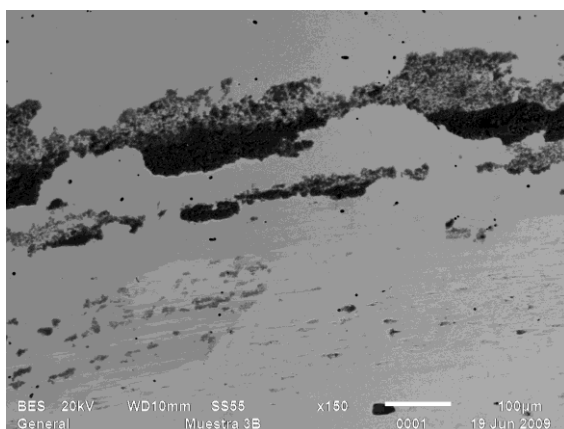
La figura 4.19 presenta imágenes que exhiben el desgaste generado en las piezas con tratamiento térmico de solución por 6 horas en el que se disolvieron gran parte de los carburos. En estas micrografías se observa claramente el desgaste abrasivo y por delaminación en pines y en la imagen de disco mostrada en el inciso c). También se aprecian que los huecos generados por desprendimiento de material son más pequeños, aun así, esta condición de material fue de las que más desgastó. El inciso d) está más enfocado a la franja oscura de mayor desgaste.



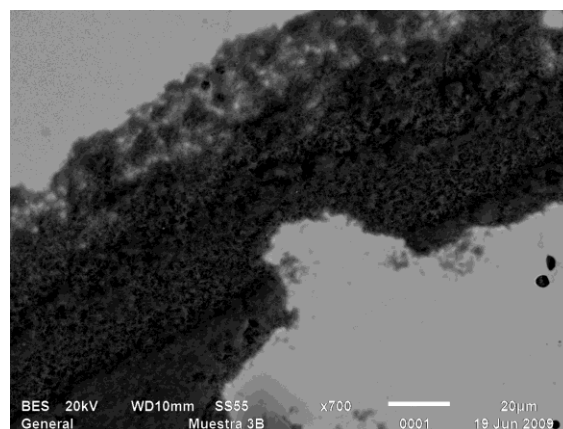
a) Desgaste en pin, 150X.



b) Desgaste en pin, 700X.



c) Desgaste en disco, 150X.



d) Desgaste en disco, 700X.

Figura 4.19. Desgaste en piezas con solución por 6 horas.

Envejecido por 15 horas

En la figura 4.20 se muestra un EDS en precipitados encontrados en el pin y mostrados en los incisos a) y a mayor magnitud en b) de la figura 4.21, estos son de un color más oscuro que el material base y se muestran resquebrajados. Aun cuando el resultado del EDS arrojó sólo la composición típica del material y una gran cantidad de oxígeno, en otros estudios [41] se encontraron precipitados similares y se determinó que son sales precipitadas debido al lubricante utilizado en las pruebas tribológicas. En la imagen mostrada en el inciso a) de la figura 4.21 se ve un conglomerado de pequeñas partículas rodeadas de la fase oscura y quebradiza, lo que hace suponer que conforme continuará la muestra las partículas terminarían embarradas en la superficie analizada, preferentemente a los bordes del contacto o dentro de los surcos.

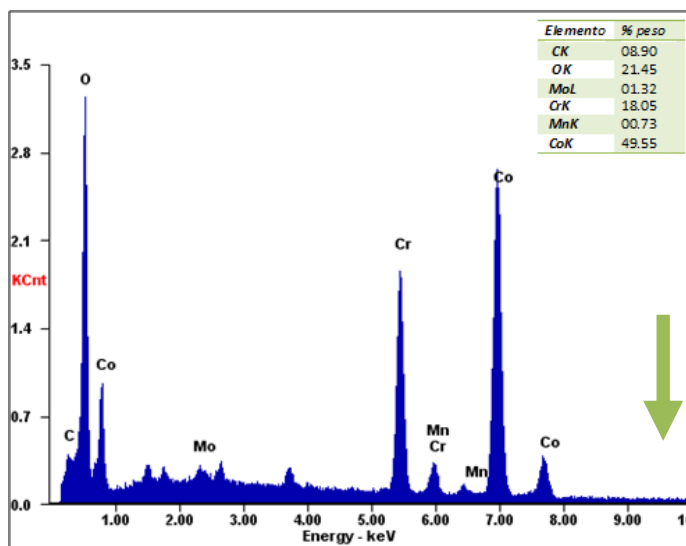
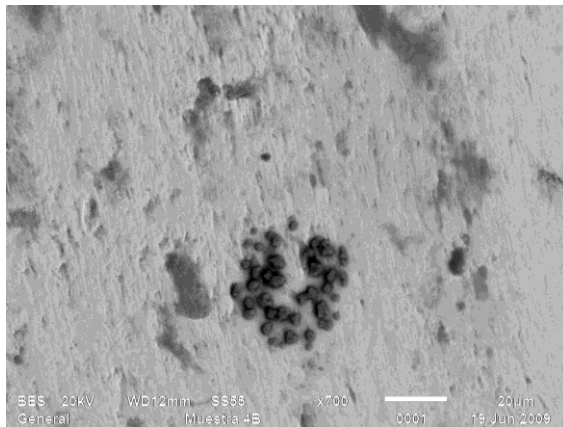
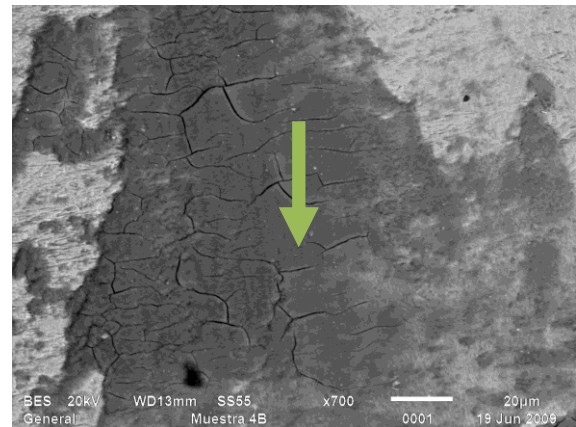


Figura 4.20. EDS en precipitados en el pin.

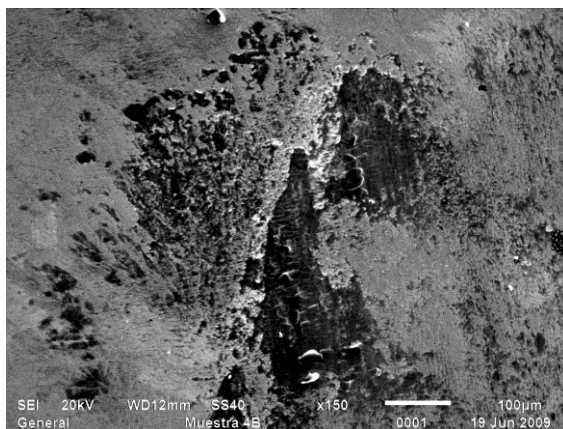
La figura 4.21 muestra el desgaste que sufrieron los pares con tratamiento térmico de envejecido por 15 horas, las imágenes de los incisos c) y f) fueron tomadas en modo de electrones secundarios.



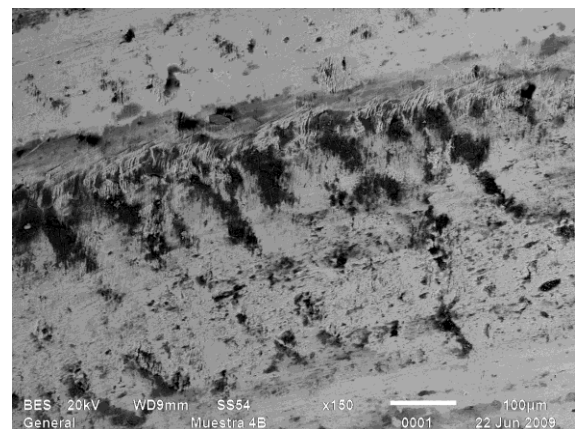
a) Desgaste en pin, 750X.



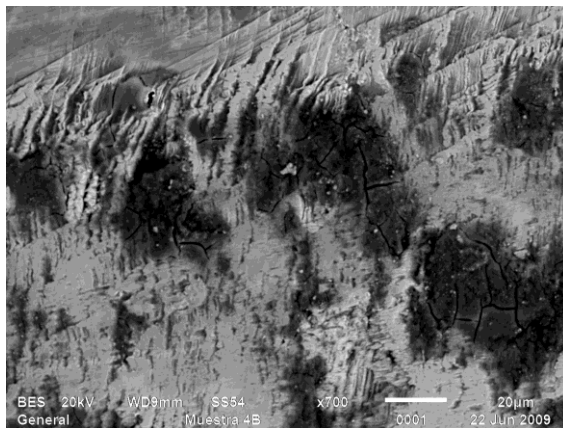
b) Precipitados en pin, 700X.



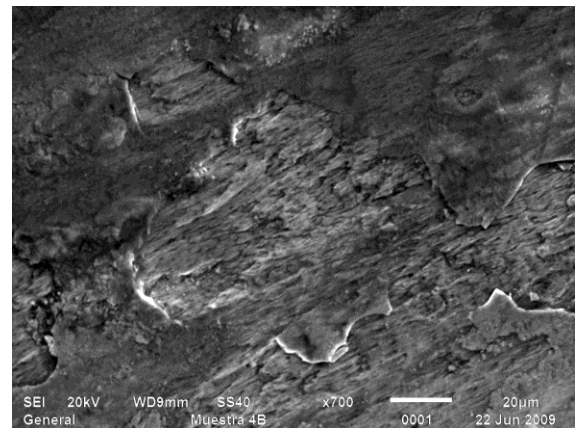
c) Desgaste en pin, 150X.



d) Desgaste en disco, 150X.



e) Desgaste en disco, 700X.



f) Desgaste en disco, 700X.

Figura 4.21. Desgaste en pares con 15 horas de envejecido.

En los incisos d), e) y f) de la figura 4.21 que muestran el desgaste en discos se observa un daño que parece ser severo en la superficie que estuvo en contacto.

Por la forma en que se desprendió el material, formando “olas”, se puede decir que el mecanismo de desgaste que preferentemente actuó en este sistema fue el de fatiga, aunque de antemano se sabe que las condiciones del material también propician desgaste abrasivo, este puede observarse en el inciso d) donde se ven huecos dejados por carburos desprendidos a lado de la zona más dañada. Considerando que estas piezas tienen un 50% de HCP y que dicha fase cuenta con limitados sistemas de deslizamiento, el material tuvo una deformación plástica limitada, por lo que, dada la acumulación de ciclos de esfuerzos, el material alcanzó el límite de fractura y parte del material fue desprendido.

Envejecido por 8 horas

La figura 4.22 muestra un EDS realizado en una zona de alto desgaste en el pin, por la cantidad de carbono encontrada se dedujo que se trataba de un carburo.

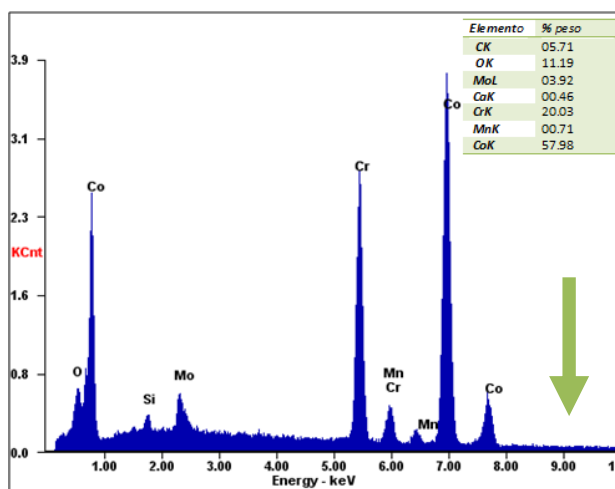
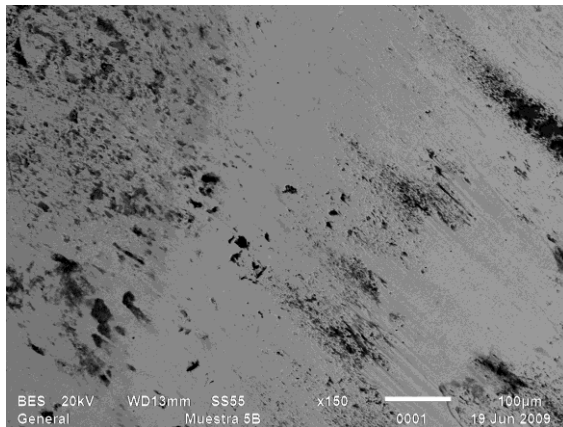
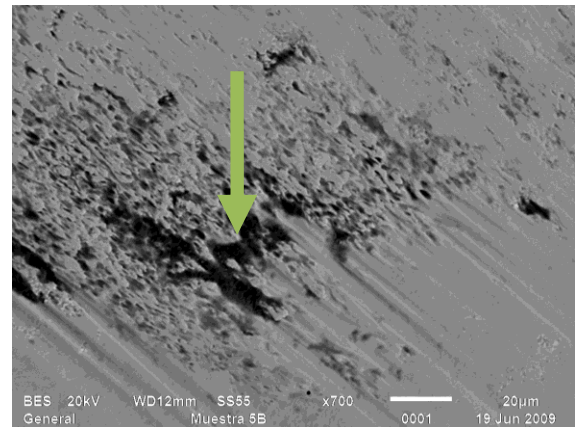


Figura 4.22. EDS en zona de desgaste severo.

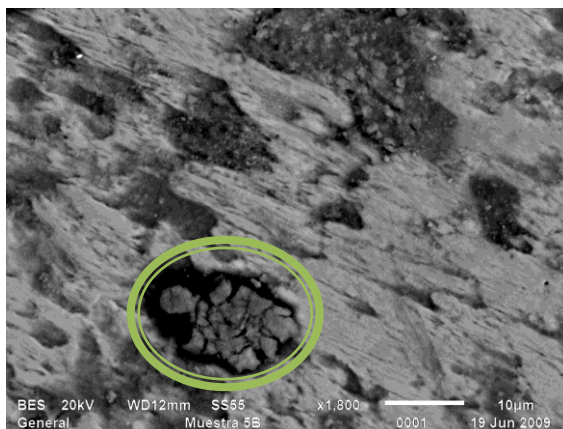
En la figura 4.23 se observa el desgaste que presentaron las piezas con tratamiento térmico de envejecido por 8 horas, la imagen del inciso f) fue tomada en modo de electrones secundarios.



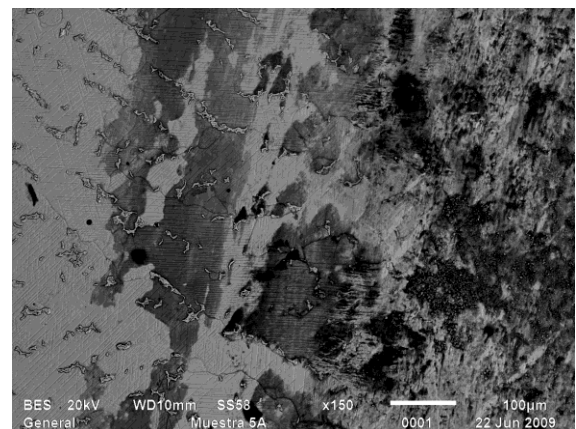
a) Desgaste en pin, 150X.



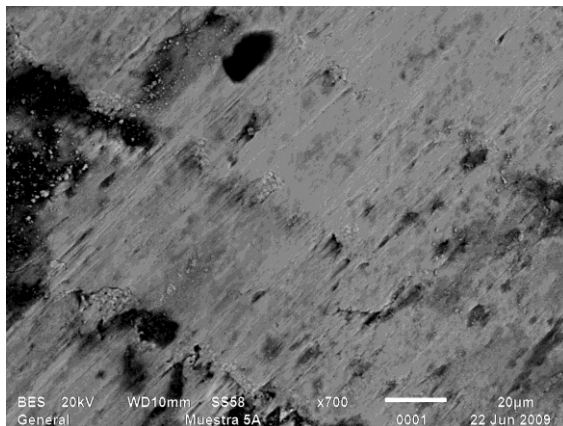
b) Desgaste en pin, 700X.



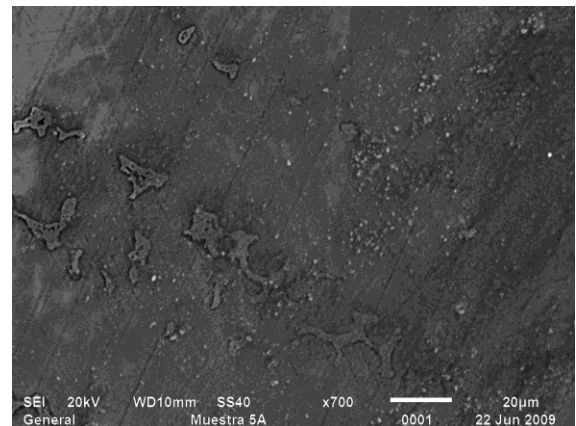
c) Desgaste en pin, 1800X.



d) Desgaste en disco, 150X.



e) Desgaste en disco, 700X.



f) Desgaste en disco 700X.

Figura 4.23. Desgaste en envejecido por 8 horas.

Al observar las líneas de desgaste y los huecos de material desprendido presentes en las micrografías c), d) y e), se tiene que en este sistema también se presentaron

desgaste abrasivo y por delaminación. En el inciso c), encerrado en un círculo, se puede apreciar la forma en que fracturó un carburo y como comenzó a desprenderse. En los incisos d) y f), además del desgaste, se puede ver la microestructura del material; pueden observarse cierta cantidad de carburos que aunado al 35% de HCP hicieron que esta fuera la condición de material que menos se desgastó en este estudio.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES

1. El desgaste no tuvo un comportamiento lineal con respecto a la dureza.
2. Los mayores coeficientes de fricción se presentaron en las muestras con fase HCP, que a su vez presentaron la mayor rugosidad.
3. La microestructura estuvo relacionada con el desgaste.
 - a. Los carburos propiciaron desgaste abrasivo.
 - b. Disolver gran parte de los carburos no mejoró el desgaste.
 - c. La fase HCP incrementa el desgaste por fatiga.
4. Las condiciones de material que generaron más desgaste fueron las que tenían mayor tamaño de grano y:
 - a. Carburos en bloque (condición de colada).
 - b. La mayor parte de carburos disueltos en la matriz (solución por 6 horas).
5. Las condiciones de material que más resistieron al desgaste fueron las que contenían cierto contenido de fase HCP y un menor tamaño de grano.

RECOMENDACIONES

- Estudiar el comportamiento microestructural de la aleación a cortos periodos de tratamiento térmico de solución.
- Estudiar la cinética de transformación de fase y su influencia en la formación de tamaños de grano pequeños.
- Analizar más detalladamente la influencia del tamaño de grano con la deformación superficial y su efecto en la resistencia al desgaste.
- Hacer estudios pin on disk en seco y con diversos lubricantes para estudiar su efecto en el coeficiente de fricción.

REFERENCIAS

- [1] Barbucci R. Integrated Biomaterials Science. New York : Kluwer Academic/Plenun Publishers, 2002.
- [2] Lohmann C. Can Metal-Metal Total Hip Arthroplasty Induce Hypersensitivity reactions? New Developments in the Basic Science of Ceramics and Other Alternative Bearings, Session 1.4.
- [3] Varano R. y otros. The effect of microstructure on the wear of cobalt-based alloys used in metal-on-metal hip implants. Proc. IMechE Vol. 220 Part H: J. Engineering in Medicine, (2005) 145-159.
- [4] Williams S. y otros. In vitro analysis of the wear, wear debris and biological activity of surface-engineered coatings for use in metal-on-metal total hip replacements. . Proc. Instn Mech. Engrs Vol. 217 Part H: J. Engineering in Medicine, (2003) 155-163.
- [5] Medline. [En línea] [Citado el: 17 de marzo de 2009.] <http://www.nlm.nih.gov/medlineplus/spanish/ency/article/002975.htm>.
- [6] Elfick A. y otros. The quantitative assessment of UHMWPE wear debris produced in hip simulator testing: the influence of head material and roughness, motion and loading. Wear, vol. 249, (2001) 517-527.
- [7] New England Journal of Medicine. [En línea] [Citado el: 11 de Marzo de 2009.] <http://nejm.blogspot.com/>.
- [8] Gallo J. y otros. Bone Remodeling, Particle Disease and Individual Susceptibility to Periprosthetic Osteolysis. Physiological Research vol. 57, (2008) 339-349.

- [9] Long P. Medical Devices in Orthopedic Applications. Toxicologic Pathology, vol. 36, (2008) 85-91.
- [10] Fisher J. y otros. An in vitro study of the reduction in wear of metal-on-metal hip prostheses using surface-engineered femoral heads. Proc Instn Mech Engrs Vol. 216 Part H: J Engineering in Medicine, (2002) 219-320.
- [11] Metikoš-Huković M. y otros. Influence of alloying elements on the corrosion stability of CoCrMo implant alloy in Hank's solution. Acta Biomaterialia vol. 2, (2006) 693–700.
- [12] Essner A., Sutton K. y Wang A. Hip simulator wear comparison of metal-on-metal, ceramic-on-ceramic and crosslinked UHMWPE bearings., Wear vol. 259, (2005) 992–995.
- [13] Monografias. [En línea] [Citado el: 8 de Enero de 2009.] <http://www.monografias.com/trabajos33/implantes-ortopedicos/implantes-ortopedicos.shtml>.
- [14] ASTM. ASTM F 75-01. American Society for Testing and Materials Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum Alloy Castings and Casting Alloy for Surgical Implants (UNS R30075). Vol 13.01. 2001.
- [15] ASTM F1537-00. Standard Specification for Wrought Cobalt - 28Chromium - 6Molybdenum Alloys for Surgical Implants (UNS R31537, UNS R31538, and UNS R31539). 2000.
- [16] ASTM F799-02. Standard Specification for Cobalt-28Chromium-6Molybdenum Alloy Forgings for Surgical Implants (UNS R31537, R31538, R31539). 2002.
- [17] Sebilliau F. y Bibring H. The allotropic transformation of Cobalt. Office National d'Etudes et de Recherches Aéronautiques, Chatillon-sous-Bagneux (seine), France, (1955) 209-217.

- [18] Montero-Ocampo C., Juarez R. y Salinas Rodriguez A. Effect of Fcc-Hcp Phase Transformation Produced by Isothermal Aging on the Corrosion Resistance of a Co-27Cr-5Mo-0.05C Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33A, (2002) 2229-2235.
- [19] Gómez López M. A. Estudio del efecto de las condiciones de solidificación y del tratamiento térmico de solución sobre la ductilidad de las aleaciones ASTM F-75. Tesis de Maestría en Ciencias en Metalurgia no Ferrosa, CINVESTAV Saltillo. 1996.
- [20] Clemow A. J. T. y Daniell B. L. Solution Treatment Behaviour of Co-Cr-Mo-C Alloy. *Journal of Biomedical Materials Research* Vol. 13, (1979) 265-279.
- [21] Herrera M. y otros. Effect of C content on the mechanical properties of solution treated as-cast ASTM F-75. *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*, vol 15, (2004) 1-5.
- [22] Ramírez L. E. y otros. Precipitation path of secondary phases during solidification of the Co- 25.5% Cr- 5.5% Mo- 0.26% C alloy. *Scripta Materiala*, vol 47, (2002) 811-816.
- [23] Taylor R. y Waterhouse B. A study of the ageing behaviour of a Cobalt based implant alloy. *Journal of Materials Science*, vol. 18, (1983) 3265-3280.
- [24] de la Garza Z. y otros. Effect of Zr additions on mechanical properties of an ASTM F-75 alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol 10, (2001) 153-156.
- [25] Caudillo M. y otros. On carbide dissolution in as-cast ASTM F-75 alloy. *Biomedic Materials Research*, vol. 59, (2002) 378-385.
- [26] Lane J. y Grant N. Carbide reactions in high temperature alloys. *Transactions of the A.S.M.* vol 44, (1952) 113-137.

- [27] Satachowiak G. y Batchelor A. Engineering Tribology. Australia : Butterworth-Heinemann.
- [28] Brundle R., Evans C.y Wilson S. Encyclopedia of Materials Characterization. USA : Butterworth-Heineman, 1992.
- [29] Halling J. Principles of Tribology. Londres: Macmillan, 1975.
- [30] Hutchings I. M. Tribology Friction and Wear of Engineering Materials. Londres: Edward Arnold, 1992.
- [31] ASM International. ASM Handbook Volume 8, Mechanical Testing and Evaluation. 2000.
- [32] Jost H. P. Whither Tribology.
- [33] Dowson D. y otros. A Hip Joint Simulator Study of the Performance of Metal-on-Metal Joints Part I: The Role of Materials. The Journal of Arthroplasty Vol. 19 No. 8 Suppl. 3, (2004) 118-123.
- [34] Dowson D. y otros. A Hip Joint Simulator Study of the Performance of Metal-on-Metal Joints Part II: Design. The Journal of Arthroplasty Vol. 19 No. 8 Suppl. 3, (2004) 124-130.
- [35] Wikipedia. [En línea] 10 de Marzo de 2009. [Citado el: 23 de Marzo de 2009.] http://es.wikipedia.org/wiki/L%C3%ADquido_sinovial.
- [36] Firkins P.J. y otros. A novel low wearing differential hardness, ceramic-on-metal hip jointprosthesis. Journal of Biomechanics vol. 34, (2001) 1291–1298.
- [37] Platon F., Fournier P. y Rouxel S. Tribological behaviour of DLC coatings compared to different materials used in hip joint prostheses. Wear vol. 250, (2001) 227–236.

- [38] Saldívar-García A. J. y López H. F. Microstructural effects on the wear resistance of wrought and as-cast Co-Cr-Mo-C implant alloys. *Biomedical Materials Research* vol. 74A, (2005) 269-274.
- [39] Chiba A., y otros. Pin-on-disk wear behavior in a like-on-like configuration in a biological environment of high carbon cast and low carbon forged Co-29Cr-6Mo alloys. *Acta Materialia*, vol. 55, (2007) 1309-1318.
- [40] Chiba A., Nomura N. y Ono Y. Microstructure and mechanical properties of biomedical Co-29Cr-8Mo alloy wire fabricated by a modified melt-spinning process, Elsevier, Vol. 55 (2007) 2119-2128.
- [41] Hernández Rodríguez M. A. L. Influencia Microestructural y Dimensional en el Desgaste de Prototipos de Prótesis de Cadera Metal-Metal Fabricados en Co-Cr-Mo-C. Tesis para obtener el grado de Doctor en Ingeniería de Materiales, FIME-UANL. San Nicolas de los Garza, Diciembre de 2004.
- [42] Dobbs H. S. y Robertson L. M. Heat treatment of cast Co-Cr-Mo for orthopaedic implant use. *Journal of Materials Science*, vol 18, (1983) 391-401.
- [43] López H.F. y Saldivar-Garcia A.J. Transformation in a Cast Co-Cr-Mo-C Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* vol. 39A, (2008) 8-18.
- [44] Saldívar García A. de J., Maní Medrano A. y Salinas Rodríguez A. Formation of Hcp Martensite during the Isothermal Aging of an Fcc Co-27Cr-5Mo-0.05C Orthopedic Implant Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A* vol. 30A, (1999) 1177-1184.
- [45] Saldívar García A. de J. Estudio por Difracción de Rayos-X "In Situ" de la transformación Martensítica Isotérmica en la Aleación Co-27Cr-5Mo-0.05C. Tesis de Doctorado, CINVESTAV. Saltillo, 1999.
- [46] Bedolla Gil Y. Influencia de tratamientos térmicos de disolución, disolución parcial y envejecimiento en elongación, resistencia a tensión y cedencia de una

aleación biocompatible ASTM F-75 (Co-Cr –Mo-C). Tesis para obtener el título de Ingeniero en Materiales, Instituto Tecnológico de Morelia. Morelia, Enero de 2007.

[47] Ortega Sáenz J. A. Desarrollo de un Simulador de Cadera Incluyendo Microseparación para Evaluación de Prótesis Totales de Cadera. Tesis para obtener el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales. San Nicolás de los Garza, Junio de 2007.

[48] Lozano de la Garza D. E. COMPORTAMIENTO TRIBOLÓGICO DE UNA ALEACIÓN HIPEREUTÉCTICA AL-SI-CU EN UNA MÁQUINA DE DESGASTE TIPO PIN-ON-DISK. Tesis para obtener el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales. San Nicolas de los Garza, Octubre de 2008.

[49] Whonamedit. [En línea] 2009. [Citado el: 15 de Abril de 2009.] <http://www.whonamedit.com/synd.cfm/2119.html>.

[50] Syrett B. C. y Wing S.S. Corrosion, vol. 34 (1978) 138.

[51] Coll Bernard F. y Jacquot Patrick. Surface modification of medical implants and surgical devices using TiN layers. Surface and Coatings Technology vol. 36, (1988) 867-878.

[52] Paschoal A. L. y otros. Metallic Biomaterials TiN-Coated: Corrosion Analysis and Biocompatibility. Artificial Organs vol. 27(5), (2003) 461-462.

[53] Medical Dictionary. [En línea] [Citado el: 20 de Marzo de 2009.] <http://www.medilexicon.com/medicaldictionary.php?t=82801>.

[54] Li Bingyun, Mukasyan Alexander y Varma Arvind. Combustion synthesis of CoCrMo orthopedic implant alloys: microstructure and properties. Materials Reserch Innovat, vol. 7, (2003) 245–252.

LISTA DE TABLAS

| | |
|--|----|
| Tabla 2.1. Composición química de la aleación ASTM F75-01. | 7 |
| Tabla 2.2. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F75-01. | 7 |
| Tabla 2.3. Composición química de la aleación ASTM F1537-00. | 8 |
| Tabla 2.4. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F1537-00. | 9 |
| Tabla 2.5. Propiedades mecánicas de la aleación ASTM F799-02. | 9 |
| Tabla 3.1. Pares evaluados en resistencia al desgaste. | 28 |
| Tabla 4.1. Composición química (% en peso) de la aleación estudiada. | 42 |
| Tabla 4.2. Resultados de rugosidades. | 50 |
| Tabla 4.3. Resultados de pruebas gravimétricas en pines. | 53 |
| Tabla 4.4. Resultados en pruebas gravimétricas en discos. | 54 |

LISTA DE FIGURAS

| | |
|---|----|
| Figura 2.1. Daños en cadera a) Fractura, b) Cadera degradada por osteoartritis. | 3 |
| Figura 2.2. Reemplazo total de cadera mostrando contacto metal-polietileno. | 4 |
| Figura 2.3. Copa de UHMWPE envejecido mostrando grietas y delaminación. | 5 |
| Figura 2.4. Área real de contacto de superficies rugosas en contacto. | 12 |
| Figura 2.5. Fuerza de fricción F necesaria para provocar deslizamiento. | 12 |
| Figura 2.6. Deformación elástica de una esfera de radio R presionada contra la superficie plana bajo una carga normal w . | 16 |
| Figura 2.7 La distribución de la presión normal bajo una esfera cargada elásticamente contra una superficie plana. | 17 |
| Figura 2.8. Ilustración de una forma de separación de un fragmento de material por deformación plástica de la punta de una aspereza | 19 |
| Figura 2.9. Desgaste a 1 millón de ciclos (Mc) vs carbono en solución solida en pruebas pin on plate | 23 |
| Figura 2.10. Curvas de tiempo-transformación isotérmicas para formación de hcp a 800°C en aleaciones base cobalto en condición de colada y forja. Las muestras fueron previamente homogenizadas por una hora a 1150°C | 24 |

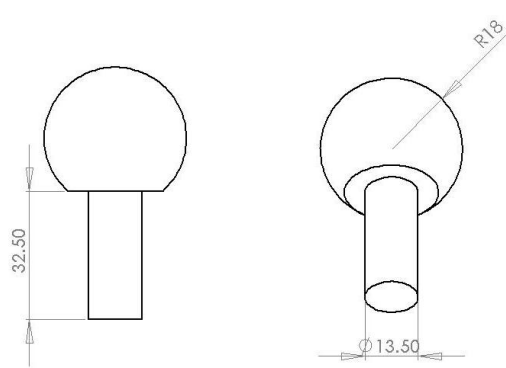
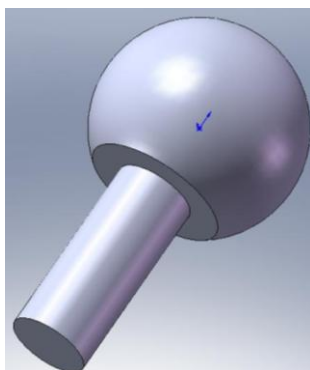
| | |
|--|----|
| Figura 2.11. Diagrama TTT (tiempo, temperatura, transformación) para la transformación martensítica isotérmica en la aleación Co-Cr-Mo-C en condición de colada. | 25 |
| Figura 2.12. Variación en (a) contenido de carburos y (b) tamaño de carburos con el tiempo de tratamiento de solución (en min) a 1200 °C. | 26 |
| Figura 3.1. Desarrollo experimental. | 27 |
| Figura 3.2. Diseño de piezas para pruebas tribológicas en el simulador de cadera FIME II. En la parte inferior se muestra el excedente para pruebas pin on disk. | 29 |
| Figura 3.3. Moldes de aluminio para inyección de cera. | 30 |
| Figura 3.4. a) Máquina de inyección y, b) inyección de cera al molde. | 30 |
| Figura 3.5. Diseño de árboles de colada. | 31 |
| Figura 3.6. Inmersión del árbol de colada en silica coloidal. | 32 |
| Figura 3.7. Horno de inducción. | 33 |
| Figura 3.8. Precalentamiento de moldes cerámicos. | 34 |
| Figura 3.9. Extracción de piezas de moldes cerámicos. | 34 |
| Figura 3.10. Dimensiones geométricas de pines y discos evaluados en desgaste. | 35 |
| Figura 3.11. Pines y discos para evaluar en resistencia al desgaste. | 35 |
| Figura 3.12. Tratamiento de envejecido por 8 y 15 horas con una hora previa de homogenización. | 36 |

| | |
|---|----|
| Figura 3.13. Tratamientos de solución por 1 y 6 horas. | 37 |
| Figura 3.14. a) Taladro utilizado en pulido de pines y, b) pulido de pines. | 38 |
| Figura 3.15. Máquina tribológica tipo pin on disk construida en FIME. | 40 |
| Figura 4.1. Patrón de difracción de muestras envejecidas por 8 horas. | 43 |
| Figura 4.2 .Patrón de difracción de muestras envejecidas por 15 horas. | 43 |
| Figura 4.3. Microestructura en condición de colada. | 45 |
| Figura 4.4. Microestructura después de tratamiento de solución por 1 hora. | 46 |
| Figura 4.5. Microestructura obtenida con tratamiento de solución por 6 horas. | 47 |
| Figura 4.6. Microestructura obtenida en 15 horas de envejecimiento, HCP al 60%. | 48 |
| Figura 4.7. Microestructura de 6 horas de envejecimiento, HCP al 35%. | 49 |
| Figura 4.8. Resultados de dureza. | 50 |
| Figura 4.9. Resultados en rugosidades. | 51 |
| Figura 4.10. Coeficientes de fricción durante pruebas de desgaste. | 52 |
| Figura 4.11. Pérdida de pesos en pines. | 54 |
| Figura 4.12 Pérdida de peso en discos. | 55 |
| Figura 4.13. Volumen total desgastado. | 55 |
| Figura 4.14. Volumen desgastado vs dureza. | 57 |
| Figura 4.15. Punta de pines aplanada. | 58 |
| Figura 4.16. Huella de desgaste en discos. | 59 |

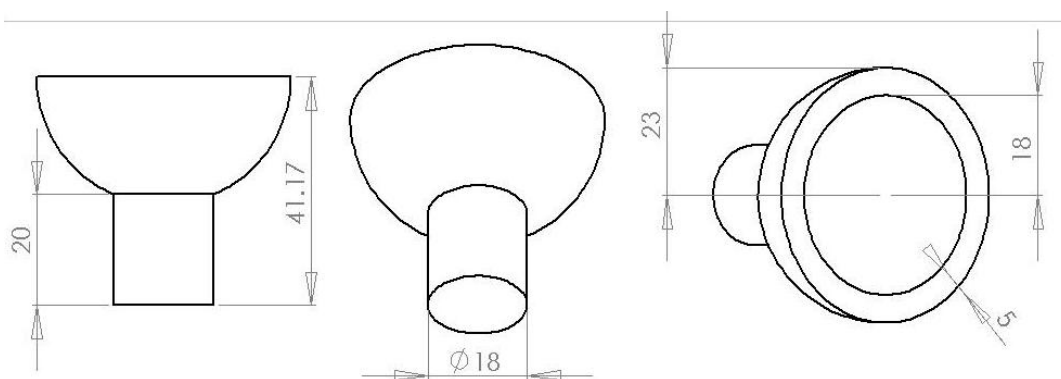
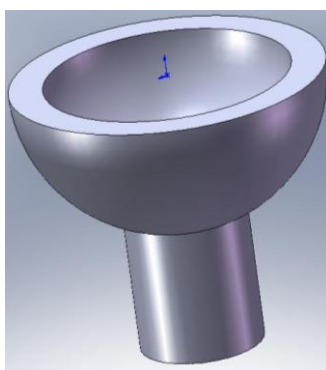
| | |
|---|----|
| Figura 4.17. Desgaste abrasivo en muestras en condición de colada. | 61 |
| Figura 4.18. Desgaste en piezas con tratamiento de solución por una hora. | 63 |
| Figura 4.19. Desgaste en piezas con solución por 6 horas. | 64 |
| Figura 4.20. EDS en precipitados en el pin. | 65 |
| Figura 4.21. Desgaste en pares con 15 horas de envejecido. | 66 |
| Figura 4.22. EDS en zona de desgaste severo. | 67 |
| Figura 4.23 Desgaste en envejecido por 8 horas | 68 |

APÉNDICE A

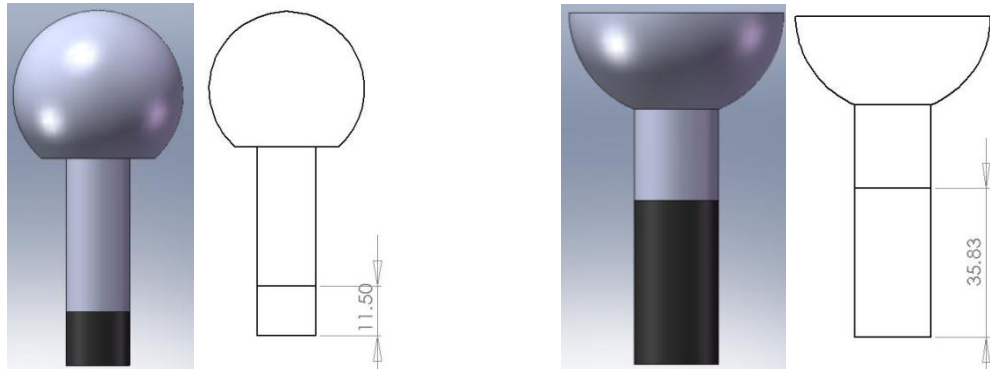
DISEÑO DE MUESTRAS PARA SIMULADOR DE CADERA



Semiesfera para simulador cadera



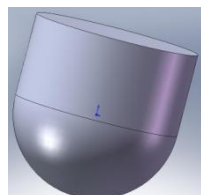
Copa para simulador de cadera



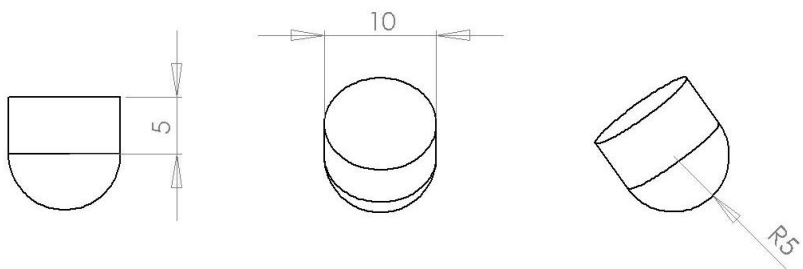
Excedente de material para maquinar en piezas de simulador

APÉNDICE B

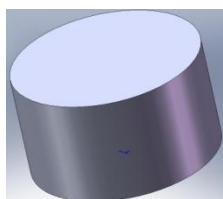
DISEÑO DE MUESTRAS PARA EVALUAR EN PION ON DISK



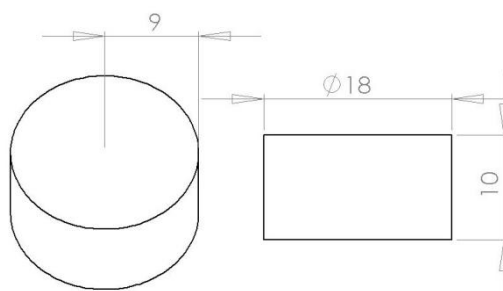
PIN



Forma geométrica de pines evaluados en desgaste



DISCO



Forma geométrica de discos evaluados en desgaste

APÉNDICE C

FRICCIÓN

Valores medidos de fuerza de fricción (F) en N.

| d (Km) | 1A | 1B | 2A | 2B | 3A | 3B | 4A | 4B | 5A | 5B |
|--------|----|------|------|------|------|------|------|------|----|----|
| 0 | 19 | 14.5 | 20 | 16.5 | 17 | 14 | 18 | 17 | 20 | 17 |
| 0.3578 | 20 | 18 | 22 | 18.5 | 19 | 17 | 21.5 | 20 | 28 | 25 |
| 0.7155 | 21 | 19 | 22 | 19.5 | 19 | 16.3 | 21 | 22.4 | 30 | 25 |
| 1.0733 | 30 | 20 | 22 | 20 | 20 | 16 | 20.5 | 23 | 33 | 21 |
| 1.4311 | 28 | 20 | 22.5 | 20.5 | 19 | 17 | 20 | 23.3 | 32 | 27 |
| 1.7888 | 28 | 21 | 23 | 21 | 19.4 | 18 | 20.4 | 23.5 | 32 | 30 |
| 2.1466 | 20 | 16 | 23 | 18 | 23 | 20 | 28 | 20 | 28 | 28 |
| 2.5044 | 20 | 17 | 24 | 18 | 23 | 20.3 | 31 | 24 | 25 | 30 |
| 2.8621 | 20 | 19 | 24 | 19.5 | 22.5 | 19 | 32 | 23 | 28 | 29 |
| 3.2199 | 20 | 19 | 23 | 18 | 23 | 18 | 33 | 25 | 28 | 30 |
| 3.5776 | 21 | 19 | 23.5 | 19 | 23 | 18 | 33.5 | 24 | 30 | 28 |

Coefficientes de fricción (μ), utilizando la ecuación 1 con $W=64N$.

| d (Km) | 1A | 1B | 2A | 2B | 3A | 3B | 4A | 4B | 5A | 5B |
|--------|-------|------|------|-------|------|------|------|------|------|------|
| 0 | 0.297 | 0.23 | 0.31 | 0.258 | 0.27 | 0.22 | 0.28 | 0.27 | 0.31 | 0.27 |
| 0.3578 | 0.313 | 0.28 | 0.34 | 0.289 | 0.3 | 0.27 | 0.34 | 0.31 | 0.44 | 0.39 |
| 0.7155 | 0.328 | 0.3 | 0.34 | 0.305 | 0.3 | 0.25 | 0.33 | 0.35 | 0.47 | 0.39 |
| 1.0733 | 0.469 | 0.31 | 0.34 | 0.313 | 0.31 | 0.25 | 0.32 | 0.36 | 0.52 | 0.33 |
| 1.4311 | 0.438 | 0.31 | 0.35 | 0.32 | 0.3 | 0.27 | 0.31 | 0.36 | 0.5 | 0.42 |
| 1.7888 | 0.438 | 0.33 | 0.36 | 0.328 | 0.3 | 0.28 | 0.32 | 0.37 | 0.5 | 0.47 |
| 2.1466 | 0.313 | 0.25 | 0.36 | 0.281 | 0.36 | 0.31 | 0.44 | 0.31 | 0.44 | 0.44 |
| 2.5044 | 0.313 | 0.27 | 0.38 | 0.281 | 0.36 | 0.32 | 0.48 | 0.38 | 0.39 | 0.47 |
| 2.8621 | 0.313 | 0.3 | 0.38 | 0.305 | 0.35 | 0.3 | 0.5 | 0.36 | 0.44 | 0.45 |
| 3.2199 | 0.313 | 0.3 | 0.36 | 0.281 | 0.36 | 0.28 | 0.52 | 0.39 | 0.44 | 0.47 |
| 3.5776 | 0.328 | 0.3 | 0.37 | 0.297 | 0.36 | 0.28 | 0.52 | 0.38 | 0.47 | 0.44 |

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Yaneth Bedolla Gil

Candidata al grado de Maestra en Ciencias de de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

Tesis: “Comportamiento Tribológico de una Aleación Co-Cr-Mo-C con Microestructuras Modificadas por Tratamientos Térmicos”.

La Ing. Yaneth Bedolla Gil nació el 16 de Octubre de 1983, del Sr. Victor Bedolla Pedraza y la Sra. Josefina Gil Romero. Obtuvo el título de Ingeniera en Materiales otorgado por el Instituto Tecnológico de Morelia en 2007, año en que inicia la Maestría en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales donde desarrolla investigación en metalurgia, propiedades mecánicas y tribológicas de aleaciones base cobalto de uso en implantes ortopédicos.

La Ing. Yaneth Bedolla tiene experiencia en siderurgia, metalurgia de aleaciones Co-Cr-Mo-C, tribología e investigación.